



TAMPEREEN TEKNILLINEN YLIOPISTO  
TAMPERE UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

**EERO MAJAMAA**  
**SUOTAUTUMINEN JA NAUHAMAISTEN FERRIITTI-  
RAKENTEIDEN MUODOSTUMINEN KORKEA-ALUMIINISISSA  
TERÄKSISSÄ**

Diplomityö

Tarkastaja: Assoc. Prof. Pasi Peura  
Tarkastaja ja aihe hyväksytty  
Teknisten tieteiden tiedekuntaneu-  
voston kokouksessa 4. kesäkuuta  
2014

## TIIVISTELMÄ

TAMPEREEN TEKNILLINEN YLIOPISTO

Materiaalitekniikan koulutusohjelma

**MAJAMAA, EERO:** Suotautuminen ja nauhamaisten ferriittirakenteiden muodostuminen korkea-alumiinisissa teräksissä

Diplomityö, 59 sivua, 4 liitesivua

Marraskuu 2014

Pääaine: Metallimateriaalit

Tarkastaja: Assoc. Prof. Pasi Peura

Avainsanat: Q&P, nauhamaisuus, ferriitti, korkea-alumiininen teräs, valssaus

Autoteollisuuden tarve keventää ajoneuvojen rakenteita on kasvattanut kysyntää korkean lujuuden teräksille. Quenching and partitioning (Q&P) -lämpökäsittelyllä on luotu uuden tyyppinen AHSS-teräs, jonka mikrorakenne koostuu hiilellä rikastetusta austeniitista martensiittisessä tai martensiittis-ferriittisessä matriisissa.

Q&P-teräkset ovat tyypillisesti piiseosteisia. Pii estää sementiitin muodostumista, mutta kuumasinkitessä teräksen pintaan muodostuva piitä sisältävä oksidikerros heikentää pinnan kostutusta sinkkikylvyssä. Piin korvaaminen alumiinilla parantaa kostutusta ja siten sinkittävyyttä, samalla säilyttäen sementiitin muodostumista jarruttavan vaikutuksen.

Tässä diplomityössä tutkitaan korkea-alumiinisia Q&P-teräksiä. Kahdessa 3 % alumiinia sisältäneessä kylmävalssatussa teräksessä havaittiin nauhamaisia ferriittisiä mikrorakenteita, mutta 2 % alumiinia sekä 0,38 % piitä sisältäneessä teräksessä ei. EDS-analyysi paljasti terästen valunäytteissä alumiinin suotautumista dendriittien välisiltä alueilta dendriitteihin. Alumiini stabiloi ferriittiä ja korvaussijallisten seosaineiden suotautumisen tiedetään olevan pääsyy teräksissä esiintyvälle nauhamaisuudelle. Tuloksista pääteltiin nauhamaisuuden periytyneen valuaihioista.

## ABSTRACT

TAMPERE UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

Master's Degree Program in Materials Technology

**MAJAMAA, EERO:** Segregation and Ferrite Banding in High Aluminum Steels

Master of Science Thesis, 59 pages, 4 Appendix pages

November 2014

Major: Metallic materials

Examiner: Assoc. Prof. Pasi Peura

Keywords: Q&P, banding, ferrite, high-aluminum steel, rolling

The automobile industry's need for the weight reduction of vehicle structures has increased the demand for high strength steels. The Quenching and Partitioning (Q&P) heat treatment was developed in order to create a novel AHSS steel with a microstructure consisting of carbon enriched retained austenite in a martensitic(-ferritic) matrix.

Q&P steels are usually alloyed with silicon. Si prevents cementite formation, but the Si containing oxide layer, which forms on the surface of a steel during hot dip galvanization, impairs surface wettability in a zinc bath. Replacing silicon with aluminum improves wettability and therefore galvanizability considerably, while maintaining the effect of retarding cementite formation.

In this thesis, the microstructures of experimental high aluminum Q&P steels are investigated. Two cold rolled steels containing 3% Al (without Si) manifested banded ferritic microstructures, while the reference alloy with 2% Al (and 0.38% Si) did not. An EDS scan performed on the as-cast samples revealed some segregation of aluminum from the interdendritic to dendritic regions. Aluminum stabilizes ferrite, and the segregation of substitutional alloying elements is known to be the main cause for banding in steels. The results suggest that the banded microstructures were inherited from the cast ingots.

## ALKUSANAT

Tämä työ on tehty Tampereen teknillisen yliopiston materiaaliopin laitoksella vuoden 2014 aikana. Työn kokeelliset tutkimukset tehtiin materiaaliopin laitoksen laboratorioissa.

Työn tarkastajaa Assoc. Prof. Pasi Peuraa haluan kiittää avusta lähdemateriaalin hankinnassa. Työn ohjaajaa tutkija Tuomo Nyysöstä kiitän hyvästä opastuksesta ja neuvoista niin teorian kuin käytännön osissa tutkimusta.

Kiitokset kuuluvat myös ystäväilleni kaikesta saamastani avusta, tuesta ja kannustuksesta työn valmistumisen aikana.

Tampereella 18.11.2014

Eero Majamaa



# SISÄLLYS

TIIVISTELMÄ .....	i
ABSTRACT .....	ii
ALKUSANAT .....	iii
LYHENTEET JA TERMIT .....	v
1. JOHDANTO .....	7
2. Q&P-LÄMPÖKÄSITTELY .....	10
2.1. TRIP-ilmiö .....	10
2.2. Q&P-lämpökäsittelyn eteneminen .....	11
2.3. Hiilen jakaantuminen .....	13
2.4. Mikrorakenne .....	14
2.5. Mekaaniset ominaisuudet .....	16
2.6. Seostus .....	19
3. KORKEA-ALUMIINISET TERÄKSET .....	21
3.1. Lämpökäsittely .....	21
3.2. Pintaominaisuudet ja kuumasinkitettävyyden .....	23
3.3. Mekaaniset ominaisuudet .....	24
4. NAUHAMAISET RAKENTEET .....	25
4.1. Mikrorakenne .....	25
4.2. Rakeiden aiheuttamat ongelmat .....	27
4.3. Suotautuminen ja nauhamaisuuden syntyminen .....	29
5. KOEJÄRJESTELYT .....	34
5.1. Näyttemateriaalit .....	34
5.2. Lämpökäsittely .....	36
6. TUTKIMUSMENETELMÄT .....	37
6.1. Mikrorakenteen karakterisointi .....	37
6.2. Kovuusmittaus .....	39
7. TULOKSET .....	40
7.1. Optinen mikroskopia .....	40
7.2. Elektronimikroskopia .....	47
7.3. Kovuusmittaus .....	49
8. TULOSTEN TARKASTELU .....	51
8.1. Seosaineet ja suotautuminen .....	51
8.2. Nauhamaisten rakeiden syntymisvaihe .....	52
8.3. Nauhamaisten rakenteiden aiheuttamat ongelmat .....	53
9. JOHTOPÄÄTÖKSET .....	54
LÄHTEET .....	55
LIITTEET	

## LYHENTEET JA TERMIT

AHSS	Moderni korkean lujuuden teräs (advanced high strength steel).
DP	Kaksifaasiteräs (dual phase steel).
CP	Monifaasiteräs (complex phase steel).
TRIP	Jäännösausteniitin muodonmuutoksen aiheuttama muovautumiskyky (transformation induced plasticity).
HSLA	Matalaseosteinen suuren lujuuden teräs (high strength low alloy).
TWIP	Kaksostumisen aiheuttama muovautumiskyky (twinning induced plasticity).
L-IP	Kevyt teräs kaksostumisen aiheuttamalla muovautumiskyvyllä (lightweight induced plasticity).
SIP	Leikkautumisnauhojen muodostumisen aiheuttama muovautumiskyky (shear band formation induced plasticity).
Q&P	Keskeytettyyn sammutukseen ja hiilen jakaantumiseen perustuva lämpökäsittely (quenching and partitioning).
XRD	Röntgenkristallografia (x-ray diffraction).
EPMA	Elektronimikroanalysaattori (electron probe micro-analyzer).
EDS	Energiadispersiivinen alkuaineanalyysi (energy dispersive spectroscopy).
Jakaantuminen	Hiilen diffundoituminen ylikylläisestä martensiitista austeniittiin.
Kuumasinkitys	Korroosiosuojausmenetelmä, jossa teräs pinnoitetaan upottamalla se sulaan sinkkiin.
Kostutus	Kiinteän pinnan kyky vähentää sen kanssa kosketuksissa olevan nesteen pintajännitystä.
Etsaus	Syövytykseen perustuva näytepinnan esikäsittely mikrorakenteiden ja faasien erotteliseksi sekä tunnistamiseksi mikroskoopilla.

$A_{c1}$	Lämpötila, jonka yläpuolella alkaa terästä kuumenttaessa muodostua austeniittia.
$A_{c3}$	Lämpötila, jonka saavutettuaan kuumennettaessa on teräksen mikrorakenne täysin austeniittinen.
$\alpha$	Ferriittinen faasi.
$\gamma$	Austeniittinen faasi.
$(\alpha + \gamma)$	Ferriittis-austeniittinen kaksifaasialue.
$M_s$	Martensiittireaktion alkamislämpötila.
$M_f$	Martensiittireaktion loppumislämpötila.
$C_\gamma$	Austeniittisen faasin hiilipitoisuus.
$C_m$	Martensiittisen faasin hiilipitoisuus.
$C_i$	Teräksen hiilipitoisuus.
$AT$	Austenointilämpötila (austenizing temperature).
$QT$	Sammutuslämpötila (quenching temperature).
$PT$	Hiilen jakaantumislämpötila (partitioning temperature).
$n$	Muokkauslujittumisarvo.

# 1. JOHDANTO

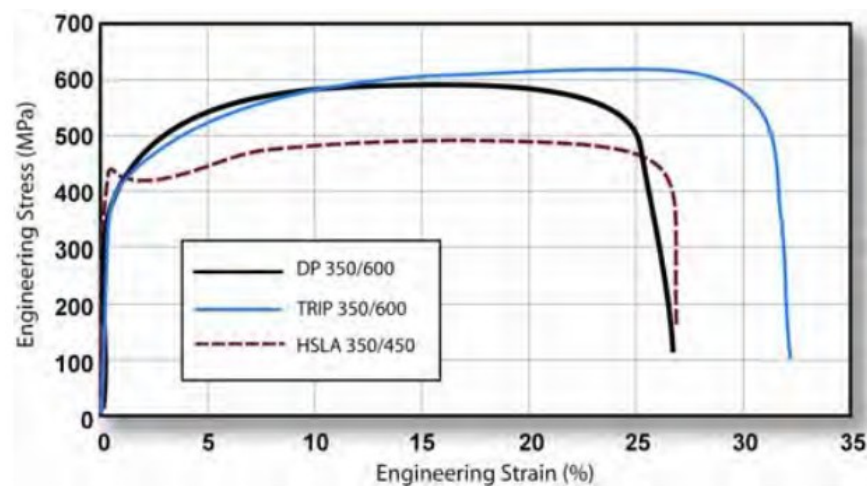
Autoteollisuus on viime vuosikymmeninä kiinnittänyt ajoneuvojen suunnittelussa erityisen paljon huomiota rakenteiden keventämiseen [1]. Tämä trendi on johtanut entistä enemmän kehittyneiden suuren lujuusluokan teräslaatuja (advanced high strength steel, AHSS) tutkimukseen. Suurimpina vaikuttimina ovat olleet kuluttajien odotukset ja säästöjen muutokset koskien muun muassa polttoaineen kulutuksen vähentämistä ja törmäyskestävyyden parantamista. Myös kiristyneet CO<sub>2</sub>-päästövaatimukset Euroopassa ovat osaltaan vaikuttaneet valmistajien muuttuneisiin suunnittelulähtökohtiin [2].

AHSS-terästen valmistaminen perustuu kontrolloituun jäähdyttämiseen austeniittiselta tai ferriittis-austeniittiselta faasialueelta [3]. Terästen kemiallista koostumusta sekä jäähdytysnopeutta säätämällä saadaan aikaiseksi mikrorakenteita, jotka sisältävät erilaisia yhdistelmiä ferriittiä, martensiittia, bainiittia, perliittiä ja/tai austeniittia. Niin sanottu ensimmäisen sukupolven AHSS-teräslaadut ovat teollisuudessa jo käytössä tai tutkittavina [1]. Ne ovat mikrorakenteiltaan monifaasisia ja enimmäkseen ferriittipohjaisia: muun muassa dual phase (DP), complex phase (CP) ja transformation induced plasticity (TRIP) -teräkset.

DP-teräksissä kovat martensiittiset saarekkeet lujittavat ferriittisestä matriisista koostuvaa rakennetta, joka voi sisältää myös bainiittia ja jäännösausteniittia [3]. Jatkuvan ferriittifaasin ansiosta DP-terästen muovautumisominaisuudet ovat erittäin hyvät ja niiden lujuutta voidaan nostaa kasvattamalla martensiitin faasiosuutta. Lisäksi DP-teräksillä on korkea muokkauslujittumiskyky muodonmuutoksen alkuvaiheessa. DP-terästen lujuusvalikoima on laaja, eri laatuja murtolujuudet vaihtelevat noin 440 ja 1270 MPa:n välillä. Näin ollen myös laatuja käyttökohteet autoissa ovat moninaiset, vaihdellen esimerkiksi lattian ja ovien paneeleista turvakorin rakenteisiin. Erinomaisiin mekaanisiin ominaisuuksiin yhdistetty hyvä hitsattavuus tekee DP:stä käytetyimmän AHSS-teräksen [1].

CP-terästen mikrorakenne perustuu ferriittis-bainiittiseen matriisiin ja se sisältää pienten martensiitti- ja jäännösausteniittiosuuksien lisäksi perliittiä [3]. CP:n myötölujuudet murtolujuuksiin suhteutettuina ovat DP-teräksiä paremmat ja hyvän reiänlaajennuskyvyn lisäksi ne ovat hyvin energiaa absorboivia. CP-laatujen murtolujuudet vaihtelevat 800 ja 1470 MPa välillä ja niiden käyttökohteita ovat esimerkiksi alustan osat, B-pilareiden vahvikkeet sekä puskureiden poikittaispalkit.

TRIP-terästen mikrorakenne perustuu DP:n tapaisesti ferriittimatriisiin, mutta martensiitin lisäksi rakenteessa on myös bainiittia sekä vähintään 5 % jäännösausteniittia. Jäännösausteniitti muuttuu muodonmuutoksen alla martensiitiksi, mikä suuremmissa muodonmuutoksissa nostaa TRIP-terästen muokkauslujittumisen tason DP-teräksiä korkeammaksi. Näin ollen tietyn lujuusluokan TRIP-terästen kokonaisvenymät ovat vastaavia DP-teräksiä paremmat, mutta muodonmuutoksen alkupuolella muokkauslujittuminen on vähäisempää. Monimutkaiseksi muovattavien osien lisäksi TRIP-terästen etu onkin niiden mahdollistamien, törmäystilanteessa erinomaisesti energiaa absorboivien rakenteiden valmistaminen. Niiden lujuusluokat vaihtelevat 600 ja 980 MPa murtolujuuksien välillä ja käyttökohteita ovat muun muassa törmäysiskunvaimentimet sekä istuinten rungot. Kuvassa 1 on vertailtu saman lujuustason DP- ja TRIP-terästen sekä vastaavan perinteisen high strength low alloy (HSLA) -teräksen lujuus/myötymä -käyriä.



**Kuva 1.** Saman lujuustason DP-, TRIP- ja HSLA-terästen lujuuskäyrät [3].

Toisen sukupolven AHSS-teräslaadut ovat austeniittisia, enemmän seostettuja ja siten myös kalliimpia, sekä mekaanisilta ominaisuuksiltaan edellisiä selkeästi parempia: austenitic twinning induced plasticity (TWIP), lightweight induced plasticity (L-IP) ja

shear band formation induced plasticity (SIP) -teräkset [1]. Korkean hinnan lisäksi niiden käyttöä hankaloittaa vaikea prosessointi.

Ensimmäisen ja toisen sukupolven AHSS-terästen mekaanisten ominaisuuksien välissä on ollut tyhjiö, jota nykyinen tutkimus pyrkii kehiteltyjen tuotantoprosessien ja lämpökäsittelyjen avulla täyttämään. DP- ja TRIP -terästen prosessoinnin ja kemiallisen koostumuksen muokkaamisen lisäksi on muun muassa kehitetty bainiittisia teräksiä erittäin hienojakoisilla mikrorakenteilla. Täysin uusina lämpökäsittelyinä on esitelty esimerkiksi ultranopea kuumennus ja jäähdytys, sekä Q&P, quenching and partitioning.

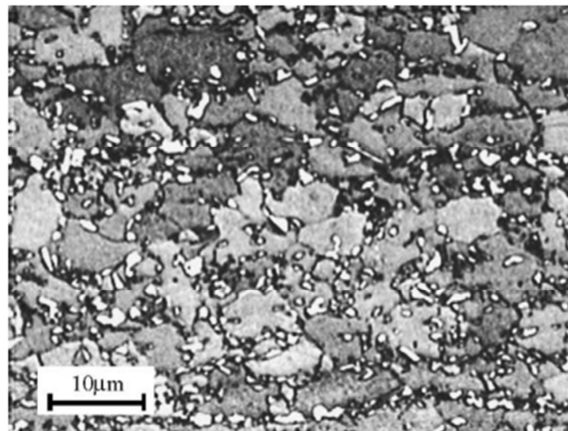
Tässä työssä tutkittiin kokeellisten, korkea-alumiinisten Q&P-terästen näytteitä valmistusprosessin eri vaiheista ja valssatuissa näytteissä esiintyneitä pitkiä nauhamaisia mikrorakenteita. Tarkoituksena oli selvittää nauhamaisten rakenteiden ilmenemisen ajankohta valmistusprosessin aikana, syitä rakenteiden esiintymiseen sekä niiden mahdollisesti aiheuttamia ongelmia.

## 2. Q&P-LÄMPÖKÄSITTELY

Q&P-lämpökäsittelyllä on onnistuttu luomaan suuren jäännösausteniittiosuuden sisältäviä korkean lujuuden teräksiä [4]. Jäännösausteniitin aikaansaama TRIP-ilmiö parantaa Q&P-terästen muovattavuutta samalla tavoin kuin TRIP-teräksissä [5].

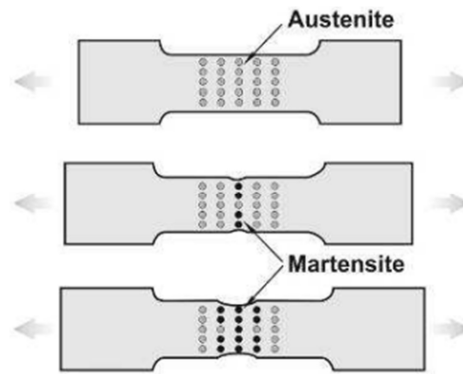
### 2.1. TRIP-ilmiö

TRIP-terästen mikrorakenne koostuu ferriitin ja karbidittoman bainiitin lisäksi jäännösausteniitista ja joskus myös martensiitista [6]. Rakenne syntyy kaksifaasialueella hehkutuksen ja bainiitinmuodostusalueella lämpökäsittelyn seurauksena, minkä kuluessa jäännösausteniitti rikastuu hiilellä ja muuttuu stabiiliksi matalammissa lämpötiloissa. TRIP-teräkset ovat yleensä seostettuja noin 1–2 %:lla mangaania ja piitä [7]. Kuvassa 2 nähdään esimerkki TRIP-teräksen mikrorakenteesta.



**Kuva 2.** Valomikroskooppikuva ferriittiä (harmaa), bainiittia (tumma) ja jäännösausteniittia (valkoinen) sisältävän TRIP-teräksen mikrorakenteesta [7].

TRIP-ilmiön kannalta olennaisin faasi, metastabiili jäännösausteniitti, muuttuu mekaanisen muodonmuutoksen aiheuttaman jännityksen/myötymisen myötä martensiitiksi. Tämä aiheuttaa teräksen muokkauslujittumista mikä parantaa sen muovattavuutta [8]. Austeniitin muuttuminen martensiitiksi siis viivyttaa TRIP-teräksen jännityksenalaista kuroutumista absorboimalla myötymiseen kuluva energia [9]. Mekanismia on havainnollistettu kuvassa 3.



**Kuva 3.** TRIP-efektiä havainnollistava kuvasarja: austeniitin muuttuminen martensiitiksi vetosauvassa muodonmuutoksen aikana [8].

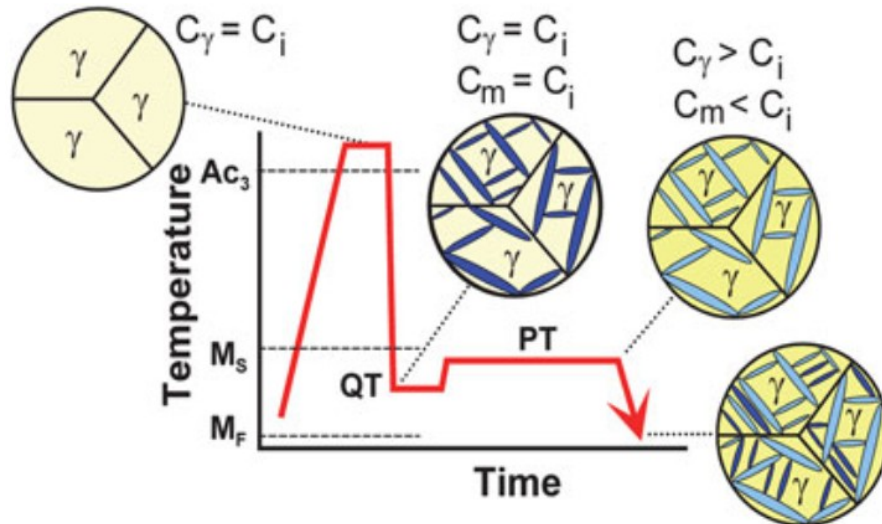
TRIP-teräksiä on hyvien lujuus- ja sitkeysominaisuuksiensa vuoksi tutkittu jo 90-luvulta alkaen [10]. Lujuus/muovattavuus -yhdistelmät ovat TRIP-teräksillä paremmat kuin muilla tyypillisillä AHSS-teräksillä: kokonaismyötymä on jopa 40 % TRIP600-laadulla. Suuren raekokonsa ja pehmeän ferriittimatriisinsa takia murtolujuudet jäävät kuitenkin pienemmiksi kuin esimerkiksi martensiittisten terästen 1200 MPa ylittävät arvot. Austeniittifaasin martensiittimuutokseen perustuvaa muokkauslujuuttumiskyvyn lisääntymistä voidaan hyödyntää myös kun ympäröivä mikrorakenne on martensiittinen. Tähän ajatukseen perustuu Q&P-prosessi.

## 2.2. Q&P-lämpökäsittelyn eteneminen

Q&P on lämpökäsittelyprosessi, jolla on tarkoitus saada aikaan haluttu määrä martensiittia sekä jäännösausteniittia sisältävä teräs [11]. Lämpökäsittelyn ensimmäisessä vaiheessa terästä hehkutetaan austeniittialueella ( $\gamma$ ) tai austeniittis-ferriittisellä alueella ( $\alpha + \gamma$ ), jonka jälkeen se sammutetaan martensiitinmuodostumislämpötilan ( $M_s$ ) alapuolelle. Kaksiosaisen käsittelyn toisessa vaiheessa suoritetaan jakaantumiskäsittely sammutuslämpötilan yläpuolella, jonka aikana hiili siirtyy ylikyllästeisestä martensiitista austeniittiin, muuttaen sen stabiiliksi huoneenlämpötilassa [10]. Viimeisenä teräs sammutetaan huoneenlämpötilaan. Hehkutuksen jälkeistä sammutuslämpötilaa muuttamalla voidaan vaikuttaa muodostuvan martensiitin ja jäännösausteniitin osuuksiin materiaalissa, ja näin myös materiaalin mekaanisiin ominaisuuksiin [11].



Kuvassa 4 on esitetty Q&P-prosessin lämpökäsittelykaavio [12]. Kuvaan on merkitty kuvituksina teräksen mikrorakenteessa tapahtuvat faasimuutokset sekä faasien hiilipitoisuudet lämpökäsittelyn aikana. Hehkutuksen aikana rakenne on täysin austeniittinen ja austeniitin hiilipitoisuus  $C_\gamma$  on yhtä suuri kuin koko seoksen hiilipitoisuus  $C_i$ .



**Kuva 4.** Q&P -lämpökäsittelyn eteneminen ja faasimuutokset sen eri vaiheissa [12].

Kaksifaasialueelta teräs sammutetaan  $M_s$ - ja  $M_F$ -lämpötilojen väliin. Sammutuksessa osa austeniitista muuttuu martensiitiksi, jolloin sammutuslämpötilassa (QT) on rakenne austeniittis-(ferriittis-)martensiittinen. Faasien hiilipitoisuudet  $C_\gamma$  ja  $C_m$  ovat tässä vaiheessa edelleen yhtä suuret kuin  $C_i$ . Sammutusta seuraavassa jakaantumiskäsittelyssä lämpötilaa korotetaan (PT), jolloin austeniitti rikastuu martensiitista siirtyvällä hiilellä. Jakaantuminen suoritetaan niin matalassa lämpötilassa, etteivät korvaussijalliset atomit pääse liikkumaan hiilen diffundoituessa välisijojen kautta [13]. Martensiittireaktion alkamislämpötila austeniittisessä faasissa on hiilellä rikastumisen seurauksena laskettava alle kahdenkymmenen celsiusasteen, jotta jäännösausteniitti olisi stabiilia huoneenlämpötilassa [14]. Jakaantumisen lopussa siis  $C_\gamma$  on suurempi ja  $C_m$  pienempi kuin  $C_i$  [12]. Lopullisen sammutuksen aikana syntyy vielä jonkin verran lisää martensiittia, jonka hiilipitoisuus on kuitenkin suurempi kuin edellisen sammutusvaiheen hiilestä köyhtyneen martensiitin.

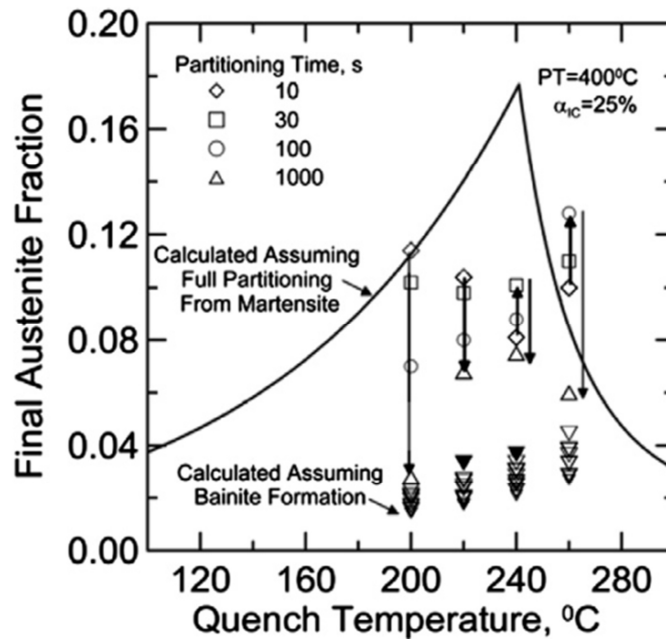
Lopullisessa sammutuksessa syntyvä martensiitti on peräisin jakaantumisen aikana liian matalalle hiilipitoisuudelle jääneistä austeniittisistä alueista [15]. Voidaan siis olettaa, että huoneenlämpötilassa mitatut austeniittipitoisuudet ovat matalammat kuin jakaantu-

misvaiheen korotetussa lämpötilassa. Teoreettisissa laskelmissa kuitenkin usein oletetaan, että hiilen jakaantuminen martensiitista austeniittiin tapahtuu täydellisesti [10, 12, 15]. Tällöin kaiken jakaantumisvaiheen austeniitin pitäisi olla stabiilia huoneenlämpötilassa eikä lopullisessa sammutuksessa enää syntyisi martensiittia.

### 2.3. Hiilen jakaantuminen

Hiilen siirtyminen martensiitista austeniittiin johtuu ferriitin ja austeniitin välisestä liu-koisuuserosta, joka aiheuttaa hiilen uudelleenjakaantumisen faasien välillä [10]. Hiilen austeniittiin jakaantumisen tavoiksi on kuitenkin ehdotettu kahta eri mekanismia [11]. Ensimmäinen on edellä mainittu hiilen jakaantuminen ylikylläisestä martensiitista, toinen on karbidittoman bainiitin muodostukseen liittyvä hiilen rikastuminen austeniittiin. Clarke et al. [11] tutkivat mekanismeja vertaamalla teoreettisia ennusteita käytännön mittauksiin aikaansaaduista austeniittiosuuksista. Teoreettisten ennusteiden oletuksina käytettiin erikseen molempia edellä mainittuja hiilen jakaantumisen mekanismeja.

Clarcken tutkimuksen XRD -mittauksista nähdään, että kaikki kokeelliset austeniittiosuudet olivat moninkertaisesti suurempia kuin ennusteet bainiitinmuodostuksesta antoivat ymmärtää. Tämä tarkoittaa, ettei kyseinen mekanismi voi kokonaan selittää hiilirikastetun austeniitin määrää kokeellisissa teräksissä. Kuvassa 5 on esitetty molempien mekanismien teoreettiset ennusteet verrattuina kokeellisiin tuloksiin. Kuvan kiinteä käyrä esittää teoreettista ennustetta mekanismissa, jossa hiilen jakaantuminen tapahtuu täysin ylikylläisestä martensiitista austeniittiin. Ylösalaisin olevien kolmioiden tulokset on laskettu teoreettisesti karbidittoman bainiitinmuodostuksen mekanismilla. Loput pisteet ovat kokeellisia tuloksia eripituisilla jakaantumiskäsittelyillä sekä sammutuslämpötiloilla.



**Kuva 5.** Austeniittiosuuksien teoreettiset ennusteet verrattuina kokeellisiin tuloksiin sammutuslämpötilan funktiona [11].

Teoreettisten ja kokeellisten tulosten vertailu johtaa päätelmään, että pääasiallinen mekanismi hiilen jakaantumiselle Q&P-prosessissa on hiilen siirtyminen ylikylläisestä martensiitista jäännösausteniittiin [11]. Vaikkei jakaantumisen aikainen bainiitinmuodostus yksinään selitä kokeellisia austeniittipitoisuuksia, eivät tulokset sulje mekanismia poiskaan. Hiilen jakaantuminen on siis lisäksi mahdollista bainiitin muodostuksen myötä.

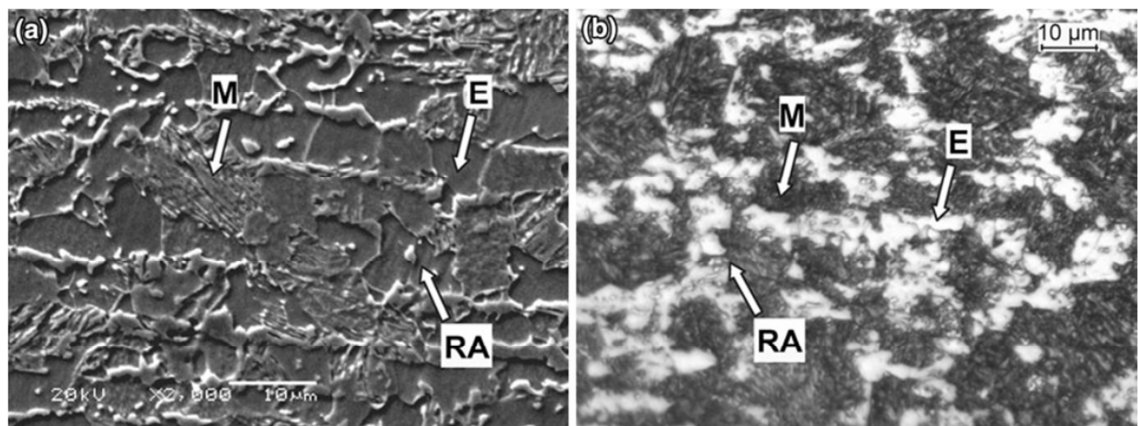
## 2.4. Mikrorakenne

Q&P-prosessiin vaadittavat kemialliset koostumukset ovat samankaltaisia kuin tyypillisillä TRIP-teräksillä [15]. Yleensä tutkittavat Q&P-teräkset ovat kuitenkin lisäksi suhteellisen korkeasti seostettuja piillä ja/tai alumiinilla sementiitin muodostumisen välttämiseksi [17]. Q&P-prosessilla saadaan aikaiseksi mikrorakenteita, joiden mekaaniset ominaisuudet, kuten muokkautumiskyky ja lujuus, ovat TRIP-teräksiä parempia [15]. Prosessiin sopivia seoksia suunnitellessa on kuitenkin huomioitava, että karbidien erkautumista mikrorakenteessa on vältettävä hyvien tulosten saamiseksi.

Q&P-terästen mikrorakenteiden karakterisoinnista ei ole suuressa määrin tietoa, vaikka TRIP-teräksiä onkin tutkittu jo pitkään. Q&P-mikrorakenteiden karakterisointi tyypillis-

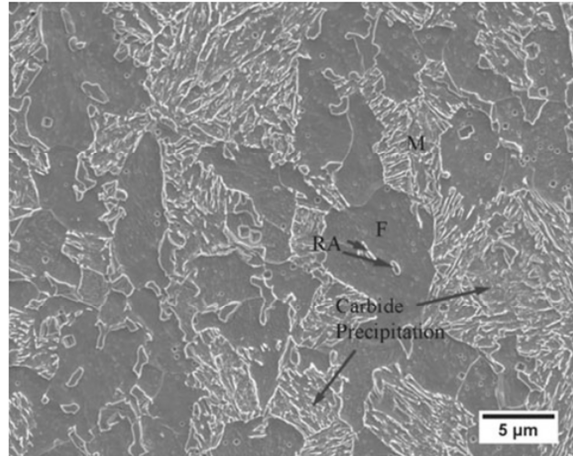
ten etsausmenetelmien avulla on vaikeaa johtuen niiden monimutkaisista faasiyhdistelmistä, jotka koostuvat jäännösausteniitista martensiitti- ja ferriittimatriisissa ja sisältävät joskus myös bainiittia. Lisäksi valomikroskooppikuvista on vaikea selkeästi erotella Q&P:n hienojakoisia rakenteita [12].

Kuva 6 esittää SEMillä ja optisella mikroskoopilla otettuja kuvia esimerkkeinä Q&P-teräksen mikrorakenteesta. SEM-kuvan tasaiset alueet on tulkittu ferriitiksi, tekstuurilliset alueet martensiitiksi ja ferriittisten kiteiden sisällä olevat pienikokoiset rakeet jäännösausteniitiksi.



**Kuva 6.** (a) Pyyhkäisyelektroni- ja (b) valomikroskooppikuva Q&P-teräksen mikrorakenteesta [12]. Kuvissa on merkittyinä martensiitti- (M), ferriitti- (E) ja jäännösausteniittifaasit (RA).

Kuvassa 7 nähdään SEM-kuva Q&P-teräksestä, josta on myös tunnistettu eri faasit niiden pintarakenteensa ja sijaintinsa perusteella [12]. Martensiitti on pinnaltaan karkea, ferriitti suhteellisen tasainen ja pieniä jäännösausteniittinokareita löytyy ferriitin sisältä. Kyseisessä teräksessä on martensiittisäleiden ja jäännösausteniitin lisäksi suuri osuus ferriittiä kaksifaasialueella hehkuttamisen jäljiltä. 400 °C lämpötilassa jakaantumislämpökäsitelty teräs sisältää myös martensiittialueiden sisäisiä karbideja, mikä ei normaalisti Q&P-teräksissä ole muovattavuuden kannalta toivottavaa. Karbidien olemassaolo tarkoittaa, että niiden muodostumista hillitsevät seosaineet eivät ole olleet riittävät. Lisäksi karbidinmuodostuksen takia hiili ei ole jakaantumisen aikana päässyt täysin diffundoitumaan austeniittiin.

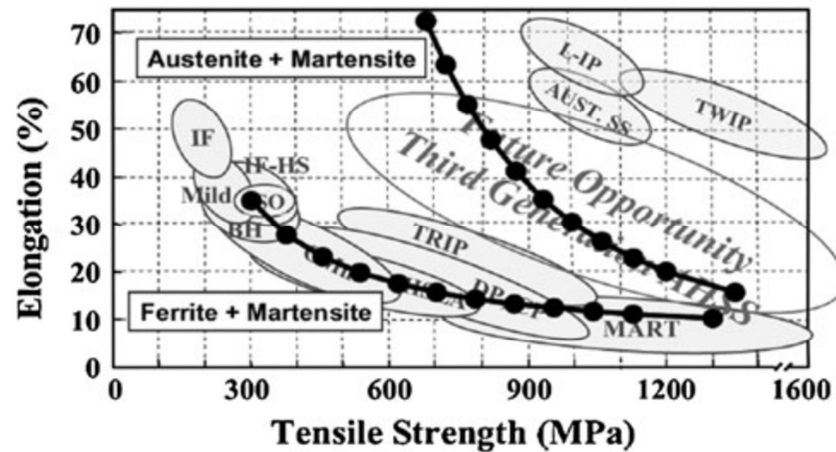


**Kuva 7.** SEM-kuva Q&P-teräksestä, joka sisältää martensiitin (M), ferriitin (F) ja jäännösausteniitin (RA) lisäksi myös karbidierkaumia [12].

Eri menetelmillä saatujen tuloksien välillä voi olla eroavaisuuksia, sillä näytteenvalmistuksessa osa austeniitista muuttuu väistämättä martensiitiksi siihen kohdistuvien muokausvoimien johdosta [12]. Lisäksi esimerkiksi kalvomaisen, pienen raekoon austeniittisen faasin erottaminen voi olla hankalaa johtuen tutkimuslaitteiden erottelukyvyn riittämättömyydestä.

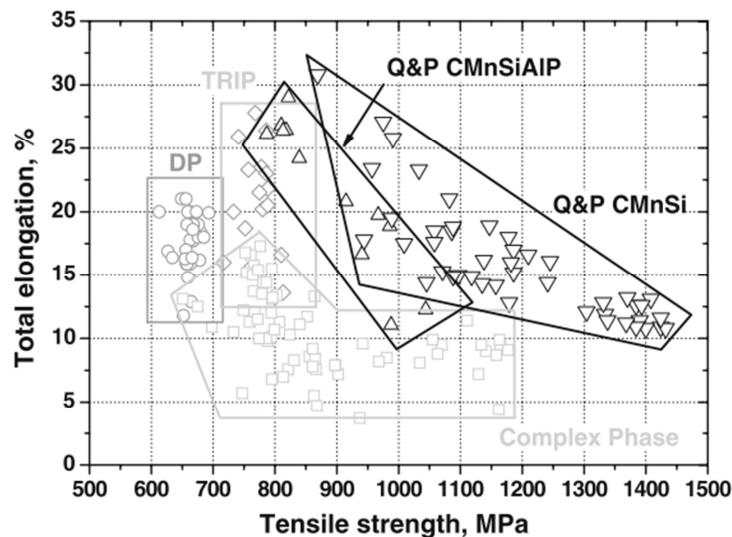
## 2.5. Mekaaniset ominaisuudet

Kuvassa 8 on esitelty ensimmäisen ja toisen sukupolven AHSS-terästen vetolujuus/myötymä -alueet sekä niiden välille kuvaajaan ennustettu kolmannen sukupolven terästen ominaisuusalue [4]. Kuvaan on myös lisätty Mileikon [18] komposiittimallinuksella lasketut lujuus-/myötymäsuhteet kahdelle eri hypoteettiselle mikrorakenteelle perustuen martensiitin osuuteen mikrorakenteessa. Ferriittis-martensiittiselle materiaalille laskettu käyrä osuu hyvin ensimmäisen sukupolven ominaisuusalueiden päälle, ja austeniittis-martensiittinen käyrä kulkee vastaavasti ennustetun kolmannen sukupolven alueen läpi.



**Kuva 8.** Kolmannen sukupolven AHSS-terästen ennustettu ominaisuusalue sekä austeniittis-martensiittisille teräksille mallinnettu ominaisuuskäyrä [4].

Kolmannen sukupolven AHSS-teräksiin kuuluvalla Q&P:llä onkin saatu lupaavia tuloksia [5]. Kuvassa 9 nähdään vetokokeiden tuloksia CMnSiAlP- sekä CMnSi-koostumuksiin perustuvilla Q&P-teräksille. Molemmilla koostumuksilla huomataan saadun DP-, TRIP- ja CP-teräksiä parempia murtovenymä-/lujuusyhdistelmiä. Tulokset osoittavat myös Q&P:n ominaisuusalueen laajuuden, sillä esimerkiksi CMnSiAlP-koostumuksilla mekaaniset ominaisuudet vaihtelevat 800 MPa lujuudesta yli 25 % venymällä aina 1050 MPa lujuuteen ja 10–15 % venymään. Ominaisuuksiin voidaan vaikuttaa muuttamalla lämpökäsittelyn parametreja ja siten teräksen faasiosuuksia.



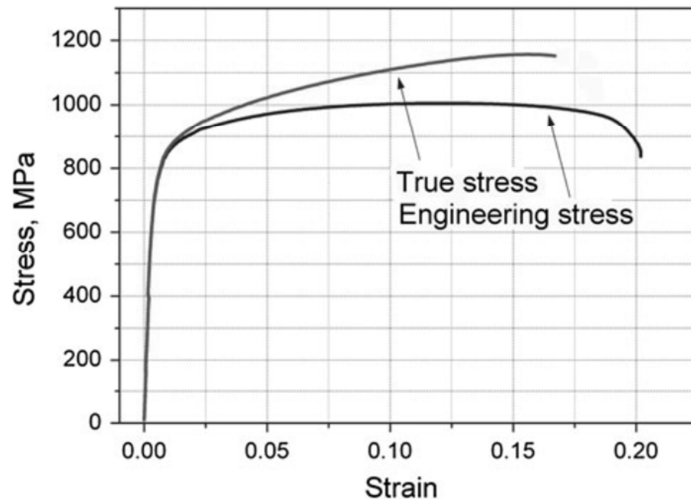
**Kuva 9.** Kahteen eri koostumukseen (CMnSiAlP ja CMnSi) perustuvien Q&P-prosessoitujen terästen murtomyötymä-/lujuustuloksia vertailtuina DP-, TRIP- ja CP-terästen vastaaviin arvoihin [5].

TRIP-ilmiö vaikuttaa erittäin positiivisesti materiaalin muodonmuutoksen aikaiseen muokattavuuteen ja energian absorptioon, mikä tekee jäännösausteniitista hyödyllisen faasin [19]. Q&P:n hyvä muovattavuus onkin liitetty jäännösausteniitin aiheuttamaan TRIP-ilmiöön, korkea lujuus sen sijaan rakenteessa esiintyviin martensiittisäleisiin [12]. Jäännösausteniitin hyödyllisyys näkyy myös materiaalin parantuneena iskusitkeytenä. Tyypillisiä mekaanisia ominaisuuksia nykyisille Q&P-teräksille on esitelty taulukossa 1, josta huomataan venymien olevan erittäin hyviä suhteutettuina korkeisiin vetolujuuksiin. Verrattaessa esimerkiksi DP-teräksiin Q&P 980 -teräksen muokattavuus on samaa tasoa kuin DP 780:n.

**Taulukko 1.** Q&P-teräksille tyypillisiä mekaanisia ominaisuuksia [12].

Steel	Yield strength		Tensile strength		Elongation, %
	MPa	ksi	MPa	ksi	
Q&P 980	650–800	95–115	980–1050	140–150	17–22
Q&P 1180	950–1150	140–170	1180–1300	170–190	8–14

Kuvassa 10 on lisäksi edellä mainitun Q&P 980 -teräslaadun lujuuskäyrä, josta huomataan sen kokonaismyötymän yltävän jopa 20 prosenttiin. Kun ajatellaan ajoneuvojen törmäyskestävyyttä, on levyterästen dynaaminen lujuus myös merkittävässä asemassa. Toisin sanoen tärkeää on ajoneuvojen rakenteiden mahdollisimman hyvä energian absorbointikyky. Tässä mielessä on materiaalin lujuuden kohoaminen myötönopeuden kasvaessa erittäin suotava ominaisuus, jota Q&P-teräksillä on havaittu [11, 18].



**Kuva 10.** 980 MPa -laatuisen Q&P-teräksen lujuuskäyrä [12].

## 2.6. Seostus

Piitä käytetään yleisesti TRIP-terästen seosaineina karbidinmuodostuksen välttämiseksi [11], minkä lisäksi piillä on liuoslujittava vaikutus [21]. Piin on myös todettu huomattavasti pidentävän dendriittisten varsien välimatkoja valukappaleiden mikrorakenteissa, alumiinin vastaava vaikutus on sen sijaan vähäisempi [22]. Alumiinin tarkempaa vaikutusta karbidireaktioihin ei ole tutkittu kovin paljon, mutta sitä seostetaan usein teräksiin estämään sementiittierkaumien syntymistä [15]. Alumiini estää sementiitin muodostumista sekä martensiittisten terästen hehkuksessa että TRIP-terästen bainiitinmuodostuksessa. Tämän vuoksi sen on arveltu soveltuvan myös Q&P-terästen seosaineeksi estämään karbidien muodostumista. Taulukossa 2 nähdään piipitoisilla Q&P-teräksillä yleisimmin käytettyjä seostuksia painoprosentteina.

**Taulukko 2.** Tyypillisiä koostumuksia nykyisille Q&P-teräksille [12].

Chemical composition, wt%					
C	Mn	Si	Al	P	S
0.15–0.30	1.5–3.0	1.0–2.0	0.02–0.06	<0.015	<0.01

Myös korkeamman alumiinipitoisuuden Q&P-teräksiä on tutkittu [17, 21, 22, 23]. Taulukoissa 3 ja 4 nähdään tyypillisiä alumiinilla seostettujen Q&P-terästen kemiallisia koostumuksia. Alumiinipitoisuus on yleensä noin 1–2 % ja piitä on taulukon 2 koostu-



muksiin verrattuna vain vähän tai ei ollenkaan, riippuen alumiinin osuudesta koostumuksessa.

**Taulukko 3.** Tyypillisen alumiinipitoisen Q&P-teräksen kemiallinen koostumus painoprosentteina [19].

C	Mn	Si	Al	P
0.19	1.61	0.35	1.10	0.09

**Taulukko 4.** Korkean alumiinipitoisuuden (alin) sekä alumiinittomien Q&P-terästen kemiallisia koostumuksia painoprosentteina [25].

	C	Mn	Si	Al
Bar	0.60	0.95	1.96	–
Sheet	0.35	1.30	0.74	–
	0.19	1.59	1.63	–
	0.19	1.46	0.02	1.96

Q&P-terästen mikrorakenteen on yleensä tarkoitus olla pii- ja/tai alumiiniseostuksen myötä täysin karbiditon [10]. Muun muassa CMnSi- ja CMnSiAl-seostuksilla onkin onnistuttu tuottamaan suhteellisen suuria jäännösausteniittiosuuksia sisältäviä Q&P-levyteräksiä [11]. Jäännösausteniitin faasiosuutta on mahdollista kasvattaa hiilipitoisuutta suurentamalla, mutta se aiheuttaa ongelmia hitsattavuudelle [14]. Hiilen lisäksi myös mangaani stabiloi austeniittia, joten seostamalla mangaania on mahdollista saada suurempia jäännösausteniittiosuuksia ja pitää samalla hiilipitoisuus hitsattavuuden kannalta tarpeeksi matalana [21].

### 3. KORKEA-ALUMIINISET TERÄKSET

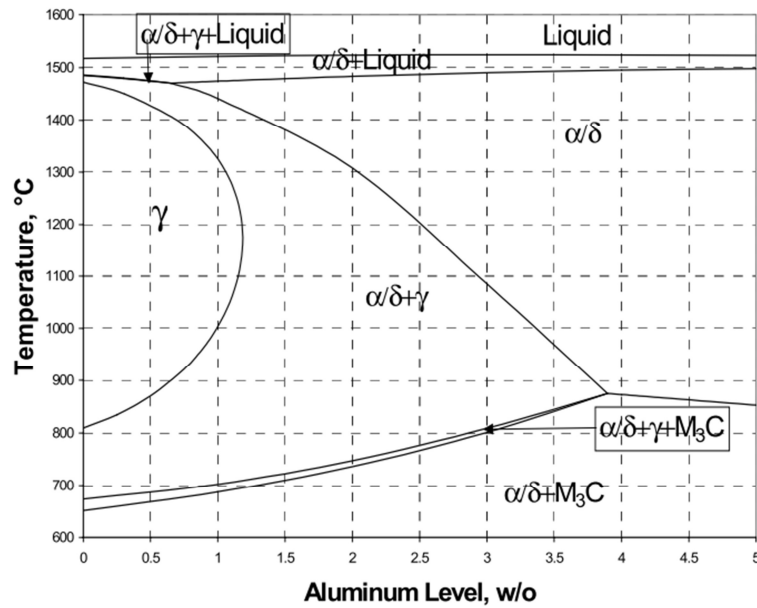
Autoteollisuudessa on pyritty kehittämään suhteellisen hyvin muokkautuvia ja entistä lujempia teräksiä [26]. Sittenkin kehitys polttoaineenkulutuksen sekä kasvihuonekaasupäästöjen minimoimiseksi on johtanut ajoneuvojen runkojen keventämiseen. Tähän tarkoitukseen parhaiten soveltuva terästen seosaine on alumiini [27]. Alumiinin selvästi terästä alhaisemman tiheyden (teräksellä noin  $7,85 \text{ g/cm}^3$ , alumiinilla  $2,7 \text{ g/cm}^3$ ) ansiosta esimerkiksi 4 painoprosentin seostuksella voidaan painoa vähentää normaaleihin autoteollisuuden käyttämiin teräksiin verrattuna jopa 6 % [28]. Lisäksi alumiinin valintaan ovat vaikuttaneet muun muassa hyvä liukoisuus teräkseen sekä työstettävyys [27].

Pieninä pitoisuuksina alumiinin on huomattu muodostuvan teräksissä erkaumina, mutta jo 1 % pitoisuudella alumiinin jakautuminen ferriitissä on tasaista [29]. Esimerkiksi TRIP-seoksiin alumiinia onkin viime aikoina seostettu suurina pitoisuuksina piin korvikkeeksi [30]. Piitä vastaavan austeniittia stabiloivan vaikutuksensa ansiosta alumiini sopii piitä paremmin seosaineeksi teräksiin, joita on tarkoitus kuumasinkitä.

#### 3.1. Lämpökäsittely

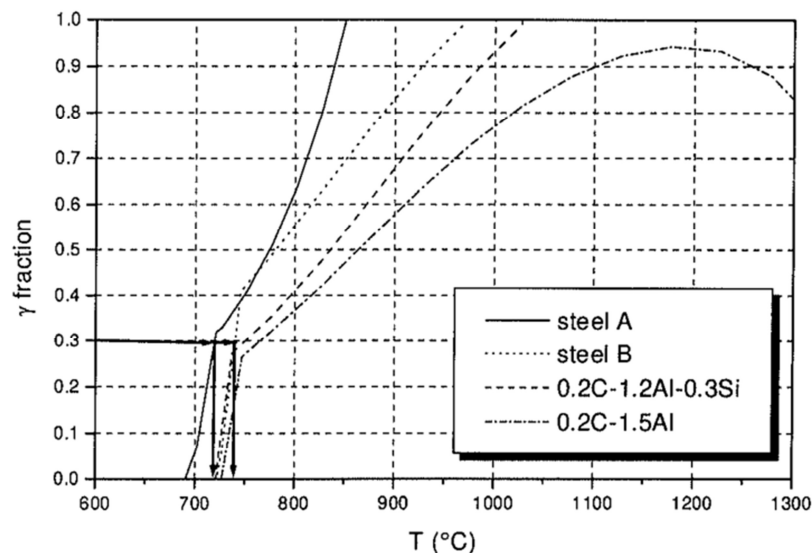
Alumiiniseostuksen  $A_{c1}$ - ja  $A_{c3}$ -lämpötiloja nostavan vaikutuksen takia sekä austenointi- että  $M_s$ -lämpötilat nousevat [31]. Alumiini stabiloi ferriittiä, mikä suosii korkeissa lämpötiloissa ferriittis-austeniittista faasirakennetta [28]. Alumiiniseostuksen nostamisen on kuitenkin todettu myös suurentavan huoneenlämpötilassa stabiilin jäännösausteniitin määrää [32].

Kuvassa 11 on 0,10 % hiiltä sisältävän alumiiniseosteisen teräksen faasidiagrammi Fe-Al-tasapainolle [31]. Thermo-Calc-ohjelmalla lasketusta diagrammista voidaan havaita alumiiniseostuksen laajentavan ( $\alpha + \gamma$ )-faasialuetta merkittävästi. Alueen laajetessa herkkyys lämpötilan vaihteluille muuttuu vähemmän merkittäväksi, jolloin halutun austeniittiosuuden saaminen ja siten lämpökäsittelyn suorittaminen kaksifaasialueella helpottuu.  $A_{c3}$ -lämpötilan jyrkkä nousu kuitenkin samalla kasvattaa tietyn austeniittiosuuden vaatimaa hehkutuslämpötilaa.



**Kuva 11.** Faasidiagrammi Fe-0.1C-Al -teräkselle [31].

Kuvassa 12 nähdään esimerkki Thermo-Calcilla lasketusta austeniittiosuudesta suhteessa lämpötilaan kahdelle alumiinipitoiselle teräkselle [33]. Toisessa seoksessa (0.2C-1.2Al-0.3Si) pii on suurimmaksi osaksi korvattu alumiinilla, toisessa (0.2C-1.5Al) se on korvattu kokonaan. Alumiiniseostuksen huomataan varsinkin suuremmilla austeniittiosuuksilla kasvattavan vaadittavaa hehkutuslämpötilaa huomattavasti eikä piittömän teräksen täydellinen austenointi ole kyseisellä seoksella edes mahdollista.



**Kuva 12.** Austeniitin faasiosuus suhteessa lämpötilaan kahdella alumiinipitoisella seoksella [33].

### 3.2. Pintaominaisuudet ja kuumasinkitys

Terästeollisuudessa jo pitkään käytettyjen korkean lujuuden terästen kehiteltäviin ominaisuuksiin kuuluvat muovattavuus ja sitkeys, joihin on saatu parannusta muun muassa TRIP-terästen myötä [34]. Tyypillisesti CMnSi-koostumuksiin perustuvien TRIP-terästen piiseostuksen varjopuoli on kuitenkin teräksen pinnan heikentynyt kostutus kuumasinkityksessä. Tämän vuoksi on sittemmin panostettu tutkimukseen piiseostuksen korvaamiseksi alumiinilla, joko osittain tai kokonaan. Alumiiniseostuksen vaikutusta TRIP-terästen ominaisuuksiin on tutkittu monista eri näkökulmista: muun muassa mikrorakenteen kehittymisen, mekaanisen käyttäytymisen, kuumamuokkauksen sekä Fe-Zn-rajapinnan ja kuumasinkittävyiden kannalta.

Autoteollisuudessa käytettävien AHSS-levyterästen kehittyessä niiden lujuustasot nousevat, jolloin rakenteissa pystytään hyödyntämään yhä ohuempia levyjä [21]. Rakenteiden eheyden ja kestävyiden varmistamiseksi on poikkileikkausten ohentuessa entistäkin tärkeämpää huolehtia terästen kunnollisesta korroosiosuojauksesta, joka usein varmistetaan kuumasinkityksellä. Ongelmana tyypillisten TRIP-seosten sinkityksessä on kuitenkin oksideista johtuva teräksen pinnan huono kostutus, joka heikentää pinnoitteen laatua.

Huonon kostutuksen aiheuttavia seosaineita ovat yleensä mangaani, pii ja alumiini, sillä ne muodostavat teräksen pinnalle oksideja, jotka eivät pelkisty tyypillisissä sinkitysprosessissa. Piin aiheuttamat ongelmat johtuvat sen teräksen pinnalle muodostamasta  $\text{SiO}_2$ -oksidista, jonka on TRIP-seoksilla todettu johtavan sinkityksen jälkeisiin pinnoitteettomiin alueisiin. Paljaiden alueiden määrä on myös lisääntynyt piiseostuksen kasvassa. Mangaani ei yksinään aiheuta ongelmia, mutta muodostaa yhdessä piin kanssa teräksen pintaan kostuvuudelle haitallista  $\text{Mn}_2\text{SiO}_4$ -oksidia [35]. Lisäksi mangaani ja pii oksidoituvat materiaalin pintaan, alumiini sen sijaan oksidoituu ennemmin sisäisesti [21].

Sinkin tarttuminen teräksen pintaan riippuu suuresti oksidikerroksen olemassaolosta ja paksuudesta teräksen pinnassa ja parempi kostutus saadaan aikaiseksi vähäoksidisilla ja oksidittomilla alueilla. Vähennettäessä piipitoisuutta saadaan siis pinnan oksidipitoisuutta vähennettyä ja siten parannetaan teräksen reaktiivista kostutusta, jolloin sinkki-

pinnoite tarttuu paremmin. Alumiiniseostuksella kostutusongelmat vähenevät, jolloin pinnoitettavuus ja sitä myötä pinnan laatu ja ominaisuudet paranevat [31]. Karbidien estäjänä alumiini on toisin sanoen piitä sopivampi seosaine kuumasinkittäville teräksille [35].

### 3.3. Mekaaniset ominaisuudet

Chiangin [9] tutkimusten mukaan alumiiniseosteisten TRIP-terästen mekaaniset ominaisuudet pystyvät yltämään vähintäänkin piipitoisten seosten tasolle. Meyer et al. [33] selvittivät alumiiniseostuksen vaikutusta tyypillisen C-Mn-Si-pohjaisen kylmävalssatun TRIP-teräksen ominaisuuksiin. Mekaaniset ominaisuudet, kuten murtolujuus ja -myötymä, paranivat selkeästi piin osittain korvattua alumiinin. Lisäksi  $n$ -arvo oli alumiiniseosteisella teräksellä tasaisempi ja lähes muokkauksesta riippumaton. Tämä tarkoittaa venytysmuovauksessa hyödyllistä tasaisempaa myötymistä. Myös hieman tuoreemmassa tutkimuksessa Jimenez-Melero et al. [32] päätyivät samaan tulokseen.

Wei et al. [34] vertailivat pii- ja alumiiniseosteisia korkean lujuuden teräksiä keskenään. Teräokset perustuivat 0,26C-1,56Mn-1,72Si sekä 0,23C-1,50Mn-1,79Al -koostumuksiin, joista korkea-alumiinisen vaihtoehdon muodonmuutoslujuuden todettiin olevan verrokia suurempi. Syyksi tulokseen esitettiin alumiinin piihin verrattuna parempaa liuoslujutuskykyä.

## 4. NAUHAMAISET RAKENTEET

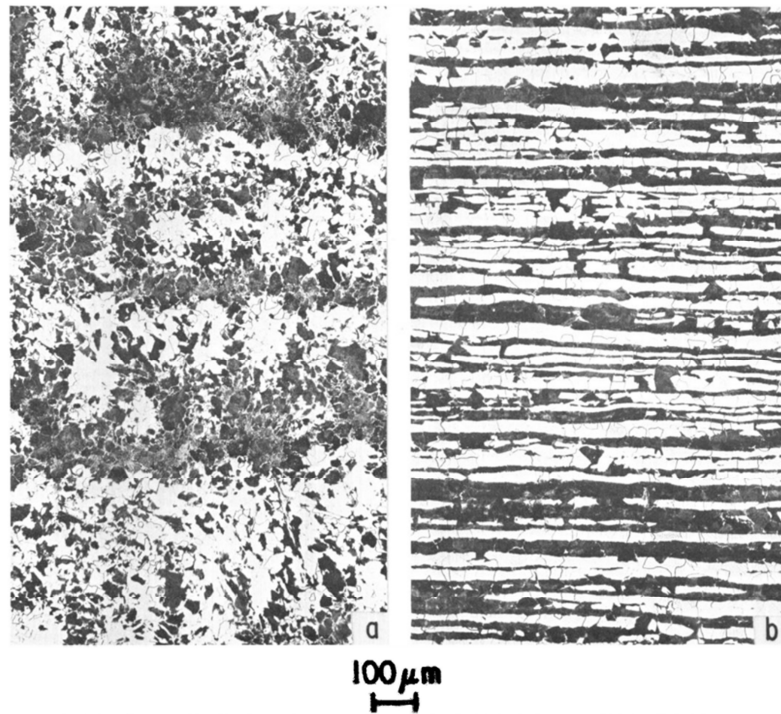
Nauhamaisten mikrorakenteiden vaikutus mekaanisiin ominaisuuksiin ei ole yksiselitteinen ja se onkin ollut tutkimuksen kohteena [36]. Vaikka nauhamaisuus on lämpökäsittelyillä poistettavissa, se saattaa myöhemmän muodonmuutoksen tai lämmityksen aikana tulla uudestaan esille. Nauhamaiset mikrorakenteet ovat kuumavalssatuilla teräksillä yleisiä [37]. Niiden vuoksi voivat kärsiä mekaanisten ominaisuuksien, kuten muokattavuuden ja iskusitkeyden lisäksi esimerkiksi hitsattavuus ja koneistettavuus.

### 4.1. Mikrorakenne

Nauhamaisuuden syntymekanismeja on sittemmin ymmärretty paremmin, mutta taloudellisista syistä rakenteiden syntymisen estäminen tai niiden poistaminen ei aina ole kannattavaa tai termodynaamisista syistä johtuen edes mahdollista [36]. Nauhojen haitallisia ominaisuuksia voidaan mahdollisesti kuitenkin vähentää, sillä niiden lämpökäsittelyistä ja työstöprosesseista riippuvat ominaisuudet, kuten paksuus, jatkuvuus ja geometria, ovat muokattavissa.

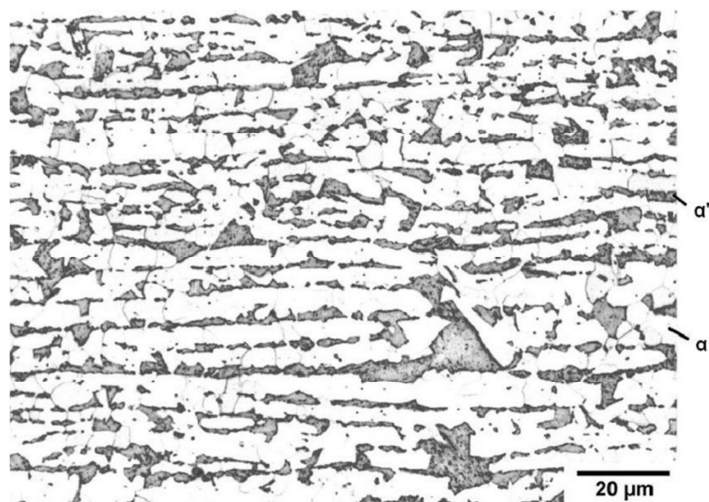
Myös erot tutkittujen mikrorakenteiden nauhamaisissa faaseissa sekä nauhojen muodoissa voivat aiheuttaa hyvin eriäviä tuloksia nauhamaisuuden vaikutuksista. Terästyyppistä riippuen nauhamaisten faasien mekaaniset ominaisuudet ovat erilaiset, sillä ne voivat esiintyä erilaisina mikrorakenteina: ferriittinä, martensiittinä, bainiittinä ja perliittinä sekä niiden yhdistelminä. Yksittäisen nauhamaisen mikrorakenteen perusteella onkin siis mahdotonta yleistää nauhamaisen morfologian tärkeimpiä vaikutuksia.

Kuvassa 13 nähdään tyypillinen esimerkki valssattujen terästen mikrorakenteesta [38]. 0,25C-1,5Mn -seostukseen pohjautuvan teräksen mikrorakenne on muodostunut nauhamaiseksi kuumavalssauksen aikana dendriittien välisen seosaineiden suotautumisen johdosta.



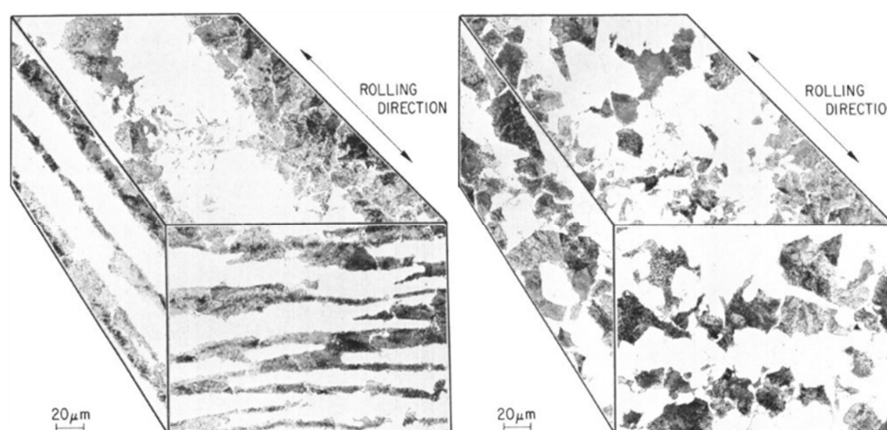
**Kuva 13.** Nauhamaisen rakenteen kehittyminen (a) valuihioista (b) kuumavalssattuun materiaaliin [38].

Kuvassa 14 on vastaava esimerkki DP-teräkseen muodostuneesta ferriittis-martensiittisesta mikrorakenteesta [39]. DP-teräksissä nauhamaisia rakenteita syntyy mangaanin suotautumisen takia [37]. Suotautuminen tapahtuu valun jälkeisen jäähmetymisen aikana, eivätkä nauhamaiset rakenteet häviä valmistusprosessin aikana.



**Kuva 14.** DP-teräksen nauhamainen mikrorakenne [39]. Vaaleat ferriittiset alueet on merkitty kirjaimella  $\alpha$ , tummat martensiittiset kirjaimella  $\alpha'$ .

Kuvassa 15 esitellään kolmiulotteisesti nauhamaisen ja homogeenisen mikrorakenteen koostumusta tarkasteltuna eri puolilta valssaussuuntaa [38]. Kuvan suorakulmaisten särmiöiden vasemmanpuoliset tahkot esittävät valssatun materiaalin poikkileikkausta valssaussuunnassa, etummaisethahkot poikkileikkausta valssaussuuntaa vasten ja päällimmäiset tahkot valssauspintaa.



**Kuva 15.** Nauhamainen (vas.) ja homogeeninen mikrorakenne (oik.) valssaussuuntaan nähden [38].

## 4.2. Rakeiden aiheuttamat ongelmat

Nauhamaisten rakenteiden syntymiseen liittyvät seikat ovat tunnettuja, mutta käytännön tuloksia nauhamaisuuden vaikutuksista teräsiin on olemassa vain vähän [38]. Nauhojen ominaisuuksien vaikutuksesta terästen mekaaniseen käyttäytymiseen ei ole laajaa ymmärrystä, joten tutkimustulokset eivät aina ole keskenään yhteneviä – joskus ne ovat jopa täysin ristiriitaisia [36]. Joissain tutkimuksissa nauhamaisuudella on todettu olevat suurtakin vaikutusta muovattavuuteen, toisissa tutkimuksissa ei ole havaittu minkäänlaista vaikutusta. Nauhamaisuudesta on löydetty jopa suotuisia vaikutuksia: Korda et al. [40] totesivat tutkimuksessaan nauhamaisen ferriittis-perliittisen mikrorakenteen väsymisessä tapahtuvan särönkasvun olleen hitaampaa verrattuna vastaavaan homogeeniseen rakenteeseen. Joistain nauhamaisuuden vaikutuksista, kuten pienimääräisen veto- ja murtolujuuden alenemisesta sekä murtositkeyden huononemisesta, ollaan kuitenkin kirjallisuudessa yleisesti samalla kannalla [36].

Mekaanisten ominaisuuksien selvittämiseksi on vertailtava sekä nauhamaista että homogeenista versiota samasta teräksestä, samalla mikrorakenteella ja raekoolla [38].



Nauhamaisuuden tutkimiseen yleisesti käytetyt menetelmät ovatkin osasyynä ristiriitaisiin tuloksiin mekaanisissa ominaisuuksissa, sillä nauhamaisia mikrorakenteita sisältävän teräksen ominaisuuksia on verrattu samasta materiaalista homogenisointikäsittelyllä aikaansaadun teräksen ominaisuuksiin [36]. Homogenisoinnilla voidaan nauhamaisuutta aiheuttavasta mikrosuotautumisesta päästä eroon, mutta teräksen kemiallinen koostumus voi muuttua käsittelyjen seurauksena, sillä ne vaativat pitkiä aikoja korkeissa lämpötiloissa [38]. Tällöin mekaaniset ominaisuudet voivat muuttua muista kuin nauhamaisuudesta johtuvista syistä, muun muassa sulkeumien muotojen muuttumisen myötä [36]. Myös muut ominaisuudet, kuten koostumus, faasiosuudet ja rae koko olisi syytä säilyttää nauhattomassa rakenteessa samoina, kun halutaan selvittää nimenomaan nauhamaisuuden vaikutuksia teräkseen.

Nauhamaiset rakeet aiheuttavat anisotrooppisuutta mikrorakenteessa, mikä voi näkyä muun muassa terästen muovattavuuden ja iskutheyden epätasaisuuksina [38]. Esimerkiksi DP-teräksillä kyseisten ominaisuuksien on huomattu heikentyvän anisotrooppisuuden seurauksena [37]. Kuumavalssauksen aikaisia parametreja muuttamalla voidaan nauhamaisuutta kuitenkin välttää. DP-teräksissä martensiittinauhojen esiintymistä on onnistuttu vähentämään kasvattamalla jäähdytysnopeutta.

Tutkimuksessaan Tasan et al. [36] huomasivat nauhamaisuuden vaikutuksen mekaniisiin ominaisuuksiin selkeästi riippuvan nauhojen muodoista sekä nauhamaisten faasien mekaanisista ominaisuuksista. Tutkimusmateriaalina käytettiin osittain nauhoittuneita rajatapausrakenteita, jolloin homogenisointikäsittelyjen aiheuttamat vaihtelut voitiin välttää vertaamalla täysin saman mikrorakenteen nauhoittuneita alueita nauhoittumattomiin. Lisäksi kyseisten kahden rajatapauksen nauhoittuneiden alueiden paikallista mekaanista käyttäytymistä verrattiin toisiinsa, jotta voitiin selvittää nauhamaisten faasien mikrorakenteista sekä rakeiden muodoista aiheutuvia vaikutuksia. Mikrorakenteet oli saatu aikaan samaa lähtömateriaalia käsittelemällä ja kyseessä oli a) jatkuvia kovia nauhoja sisältävä martensiittis-ferriittinen sekä b) katkonaisia pehmeämpiä nauhoja sisältävä perliittis-ferriittinen rakenne.

Muodonmuutosten havaittiin joutuvan etenemään nauhojen kapeimpien kohtien läpi nauhojen ollessa jatkuvia. Tällöin varsinkin martensiittis-ferriittisessä teräksessä, jonka faasien väliset erot mekaanisissa ominaisuuksissa olivat suuret, nauhamaisten faasin

muodonmuutoskyky ylittyi. Sen sijaan katkeilevia nauhoja sisältävässä mikrorakenteessa muodonmuutokset etenivät nauhojen väleissä, johtaen materiaalin edelliseen verrattuna myöhäisempään vaurioitumiseen.

Nauhamaisen rakenteen haitallisia vaikutuksia voidaan siis Tasanin tutkimuksen perusteella vähentää vaikuttamalla nauhojen muotoihin. Muokkaamalla nauhoja epäjatkuimmiksi sekä paksuudeltaan vähemmän vaihteleviksi voidaan vähentää niiden mekaanisia ominaisuuksia heikentäviä vaikutuksia. Esimerkiksi kontrolloimalla kuumavalssauksen aikaista jäähtymistä sekä kaksifaasialueen hehkutuslämpötilaa on nauhoittumisen haitallisuutta onnistuttu vähentämään DP-teräksillä.

### **4.3. Suotautuminen ja nauhamaisuuden syntyminen**

Nauhamaisten mikrorakenteiden esiintyminen työstetyissä teräksissä liittyy yleisesti valutapahtuman jälkeiseen jähmettymiseen [38]. Rakenteet muodostuvat usein valssauksen aikana ja niiden syntyminen johtuu yleensä seosaineiden suotautumisesta valun aikana [41]. Sulan ja kiinteän väliset liukoisuserot johtavat seosaineiden suotautumiseen dendriittirakenteiden sisä- tai ulkopuolelle, eikä ilmiöltä voida käytännössä välttyä valetuissa teräksissä [38]. Lopputuotteeseen periytyvä suotautuminen yleensä kuitenkin vähenee hieman muokausprosessien aikana ja sen suuruus riippuu myös lopullisesta lämpökäsittelystä.

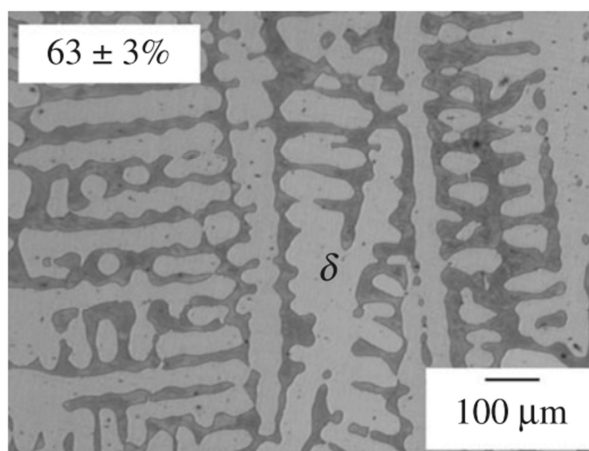
Teräksen kemiallinen koostumus sulassa muodossa on yleisesti ottaen hyvin tasainen, mutta jähmettymisen aikaisessa rakeenkasvussa tapahtuu seosaineiden epähomogeenista jakaantumista [42]. Valun jälkeisen dendriittisen jähmettymisen aikana voivat korvaussijalliset seosaineet suotautua dendriittien ja niiden välisten alueiden välillä [37]. Seosaineita suotautuu sulan ja kiinteän välillä sekä makro- että mikroskooppisessa skaalassa, eivätkä erot tasoitu lopullisessakaan jähmettymisessä vaan säilyvät kiinteisiin valuaihiin asti [42].

Howen [43] mukaan makrosuotautuminen tarkoittaa ”koostumuksellista epähomogeenisuutta dendriittivarsien välisiä matkoja suuremmassa mittakaavassa”. Esimerkiksi jatkuvavaletuissa kappaleissa makroskooppista suotautumista tapahtuu yleisesti kappaleiden keskilinjalle, valetuissa aihioissa sitä esiintyy myös kappaleen ylä- ja alaosissa [42].

Tämän tutkielman kannalta tärkeämpää on kuitenkin dendriittien välinen mikroskooppinen suotautuminen, joten jatkossa keskitytään siihen.

Kemiallinen heterogeenisyys on normaalia valetuissa rakenteissa [44]. Dendriittinen kiderakenne on valetuille kappaleille tyypillinen ja jähmettymisen aikaista seosaineiden suotautumista voi tapahtua sekä dendriittien sisään että niiden välisille alueille. Suotautumisen suunta riippuu siitä, nostaako vai laskeeko kyseinen seosaine seoksen sulamislämpötilaa. Dendriitit ovat valutapahtuman jälkeen ensimmäisenä jähmettyviä alueita, joten sulamislämpötilaa nostavat seosaineet suotautuvat niiden sisälle ja sulamislämpötilaa laskevat niiden ulkopuolelle.

Kuva 16 on valomikroskooppikuva esimerkkinä valutilaisen TRIP-seoksen (0,40C-0,51Mn-3,5Al-0,19Si) mikrorakenteesta [45]. Vaaleat alueet edustavat (ferriittistä) primääristä faasia eli dendriittirakenteita, tummat alueet ovat myöhemmin jähmettynyttä sekundaarista faasia.

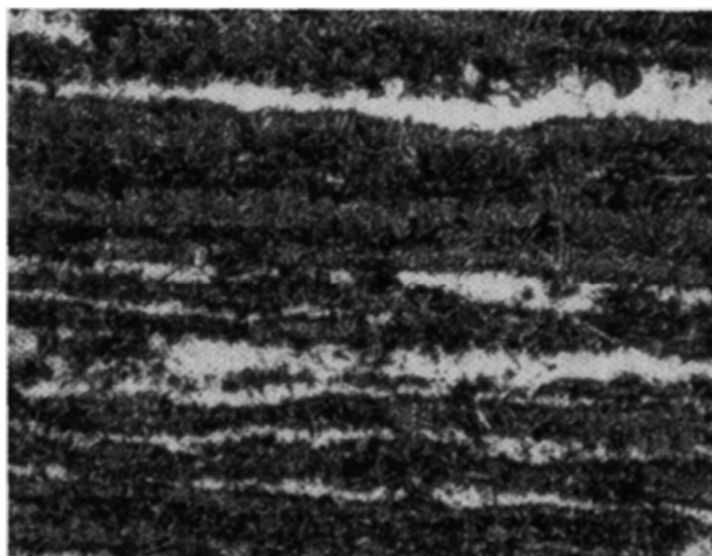


**Kuva 16.** Valutilaisen TRIP-seoksen dendriittinen mikrorakenne [45].

Valssauksen aikainen plastinen deformaatio osaksi rikkoo dendriittisen mikrorakenteen ja pakottaa rakeet suuntautumaan valssauksen suuntaisesti [44]. Mikrosuotautumisen johdosta rakeet jäävät muovautuessaan pitkittäisiksi, nauhamaisiksi rakenteiksi [42]. Nauhamaisuus on näkyvintä, kun se esiintyy useiden toisistaan erilaisten mikrorakenteiden vuorottelevina faaseina. Esimerkiksi mangaanin suotautuminen voi aiheuttaa nauhamaisia ferriittisiä ja perliittisiä mikrorakenteita [44].

Ainakin matalaseosteisten terästen tapauksessa on mangaanin suotautumisen todettu olevan suurin syy nauhamaisten rakenteiden esiintymiseen [37]. Jäähdytysnopeuden, austenointilämpötilan sekä austeniitin raekoon on lisäksi huomattu vaikuttavan nauhamaisuuden vakavuusasteeseen. Esimerkiksi 0,15C-1,40Mn -seosteisellä teräksellä on austenoinnin jälkeistä jäähdytystä nopeuttamalla onnistuttu vähentämään suotautumisen aiheuttamia  $A_{c3}$ -lämpötilaeroja nauharakenteiden välillä.

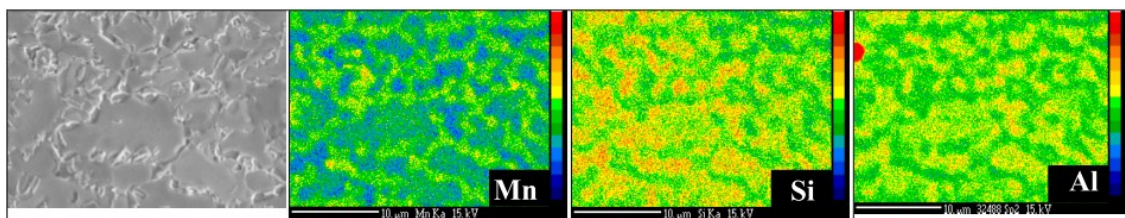
Suotautuminen voi näkyä myös nauhamaisina martensiitti- ja bainiittirakenteina, mikä kertoo seosainerikkaiden ja -köyhien alueiden välisistä eroista karkaistumiskyvyssä [44]. Koska suotautuneet seosaineet alentavat martensiitinmuodostuksen alku- ja loppulämpötiloja, ovat jäännösausteniittiosuudet suurempia seosainerikkailla alueilla. Kuvas-  
sa 17 on esimerkki nauhamaisesta martensiitti-/bainiittimikrorakenteesta (AISI 4150 -  
teräksessä).



**Kuva 17.** Nauhamaisia martensiittisiä (tumma) ja bainiittisiä (vaalea) mikrorakenteita karkaistussa AISI 4150 -teräksessä [44].

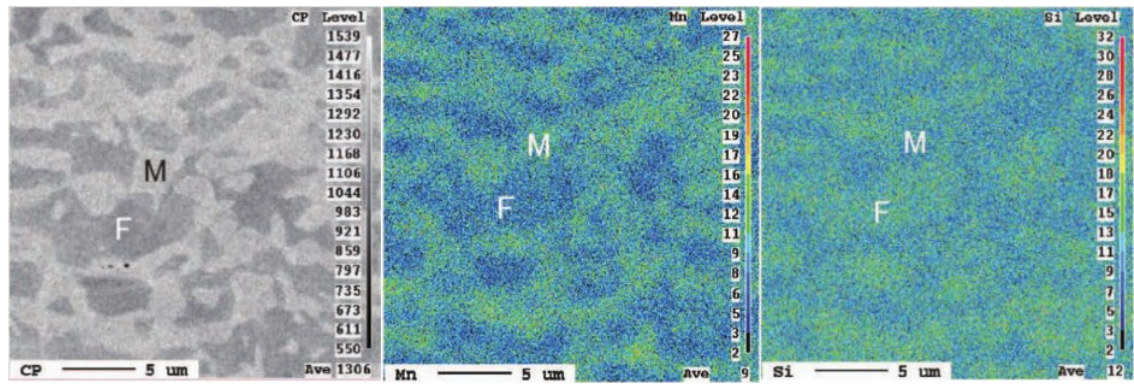
Nauhamaaisista rakenteista on perinteisesti pyritty eroon homogenisoimalla teräs erillisellä lämpökäsittelyllä, mikä ei kuitenkaan nykyisissä jatkuvaan valuun perustuvissa tuotantoketjuissa ole enää taloudellisesti järkevää. Menetelmästä luopumiseen ovat vaikuttaneet liialliset kalusto- ja energiakulut sekä aika- ja tilavaatimukset.

Monifaasisien terästen mikrorakenteiden faasien kemiallisia koostumuksia sekä yksittäisten seosaineiden suotautumista voidaan tutkia EPMA-analyysillä [46]. Esimerkiksi TRIP700-teräslaatua tutkittaessa on huomattu seosaineiden Mn, Si ja Al laajamittaista mikrosuotautumista kaksifaasialueella hehkuttamisen tuloksena. Kuvassa 18 nähdään kvantitatiiviset EPMA-kartoitukset kyseisen teräksen seosaineille. Verrattaessa mangaanin pitoisuuskarttaa vasemmanpuoleisimpaan elektronimikroskooppikuvaan huomataan mangaanin suotautuneen kaksifaasialueella syntyneen ”vanhan” ferriitin läikikkäälle raeraja-alueelle. Tämä alue koostuu kaksifaasialueella austeniittisessä muodossa olleesta faasista, joka on myöhemmin jäähtymisen aikana muuttunut martensiitiksi ja ”uudeksi” ferriitiksi. Piin ja alumiinin huomataan keskittyneen päinvastaisesti vanhan ferriitin alueelle.



**Kuva 18.** Elektronimikroskooppikuva TRIP700-teräksen mikrorakenteesta (vas.) sekä EPMA-kartoitukset sen seosainepitoisuuksista [46].

Kuvassa 19 nähdään vastaavasti EPMA-kartoitukset DP-teräksessä tapahtuneesta seosaineiden jakaantumisesta eri faaseihin hehkutuksen aikana [47]. Keskimmäisestä kuvasta huomataan mangaanin konsentroituneen vasemmanpuolisessa SEM-kuvassa vaaleana erottuvaan martensiittiseen faasiin (M). Oikeanpuoleisesta kuvasta nähdään piin päinvastaisesti mutta vähemmässä määrin konsentroituneen vasemmassa kuvassa erottuvaan tummaan ferriittiseen faasiin (F).



**Kuva 19.** SEM-kuva DP-teräsnäytteestä (vas.) sekä EPMA-kartoitukset mangaanille (kesk.) ja piille (oik.) [47].

## 5. KOEJÄRJESTELYT

Tämän tutkielman kokeellisessa osuudessa tutkittiin kolmea korkea-alumiinista Q&P-levyteräslaatuja. Teräksiin oli ollut tarkoitus saada yhtä suuret osuudet ferriittiä ja martensiittia sekä noin 10–15 % jäännösausteniittia sisältävät mikrorakenteet. Teräkset olivat korkeasti alumiinilla seostettuja (2–3 painoprosenttia), päämääränä oli ollut karbidien muodostumisen estämiseksi korvata normaalisti seostettavaa piitä ja siten parantaa terästen kuumasinkittävyttä. Alumiinilla seostaminen kuitenkin nostaa hehkutusvaiheen austenointilämpötilaa, mikä osaltaan vaikeuttaa prosessin käytännön toteutusta.

Alustavissa kokeissa oli havaittu kylmävalssattujen teräsnäytteiden mikrorakenteissa pitkiä, nauhamaisia rakeita. Tässä tutkimuksessa tehtiin karakterisointeja näytteistä, jotka oli leikattu koemateriaaleista niiden valmistuksen eri vaiheista. Tarkoituksena oli selvittää, mistä syystä ja missä valmistusprosessin vaiheessa nauhamaiset rakeet olivat muodostuneet sekä mitä ongelmia ne mahdollisesti aiheuttavat.

Kyseisille näytemateriaaleille tehtiin mikrorakennetutkimuksia Tampereen teknillisen yliopiston materiaaliopin laitoksen tutkimuslaitteistoilla. Tässä kappaleessa esitellään käytetyt näytemateriaalit, teräksille alun perin tehdyt lämpökäsittelyt sekä tutkimusmenetelmien koejärjestelyt.

### 5.1. Näytemateriaalit

Tutkimuksessa käytettiin kolmen eri lähtömateriaalin valutilaisia, kuumavalssattuja sekä lopullisia kylmävalssattuja näytteitä. Taulukossa 5 on tutkimuksessa käytettyjen koemateriaalien kemialliset koostumukset. Kuvassa 20 esitellään valssattujen terästen lähtömateriaalit. Teräs A oli vähemmän alumiinia (2 %) sisältävä piipitoinen verrokiseos korkeamman (3 %) alumiinipitoisuuden tutkittaville teräksille B ja C. C-seoksen kuparilisäyksellä oli tarkoitus tutkia kuparin vaikutusta  $A_{c1}$ - ja  $A_{c3}$ -lämpötiloihin: kuparilla pyrittiin kumoamaan alumiiniseostuksen hehkutuslämpötilaa nostavaa vaikutusta.

**Taulukko 5.** Tutkimuksen koemateriaalien kemialliset koostumukset painoprosentteina [48].

	Element, wt-%								
	C	Mn	Si	Al	P	Ni	Cu	Nb	Cr
A	0.19	1.99	0.38	1.96	0.053	0.02	0.02	0.031	0.113
B	0.19	2.03		2.81		0.02	0.02	0.033	0.117
C	0.22	2.03		2.93		0.48	0.96	0.031	0.119



**Kuva 20.** Kuuma- ja kylmävalssatut näyttemateriaalit.

### 5.1.1. Valunäytteet

Tutkimuksessa käytetyt kokeelliset seokset oli valettu Tukholmassa Swerea KIMAB:n tutkimuskeskuksessa noin kahden kilon painoisiksi 40x40x180 mm aihioiksi, joista valuvaiheen näyttemateriaalit oli leikattu. Näistä materiaaleista valmistettuihin valutilaisiin näytteisiin viitataan jatkossa tunnisteella *Va*.

### 5.1.2. Kuumavalssatut näytteet

Valuaihioista leikatut näyttemateriaalit oli toimitettu Oulun yliopistoon valssausta ja lämpökäsittelyitä varten. Näytteitä oli hehkutettu 1200 °C lämpötilassa 30 minuutin ajan, jonka jälkeen ne oli kuumavalssattu kahdessa vaiheessa. Ensimmäisessä vaiheessa materiaalit oli valssattu 4 pistolla noin 20 mm paksuisiksi nauhoiksi, jolloin reduktio oli ollut yhteensä 50 %. Tässä tutkimuksessa käytetyt kuumavalssatut näytteet olivat peräisin kyseisestä vaiheesta ja niihin viitataan jatkossa tunnisteella *Ku*. Toisessa kuumavalssauksen vaiheessa materiaalit oli kuumennettu uudestaan 1200 °C lämpötilaan ja vals-



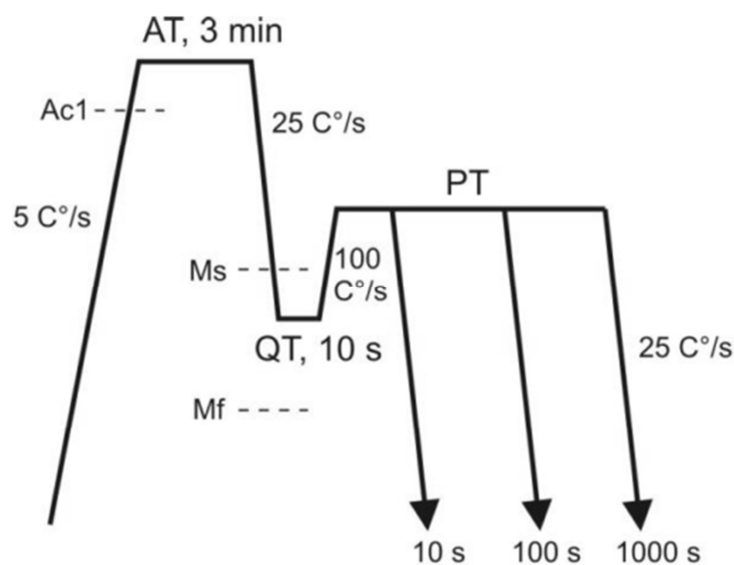
sattu viidellä pistolla 3,7 mm paksuisiksi levyiksi, jonka jälkeen ne oli jäähdytetty vesisuihkulla noin 600 °C lämpötilaan.

### 5.1.3. Kylmävalssatut näytteet

Kuumavalssattujen levyjen oli annettu jäähtyä hitaasti yön yli eristeiden välissä, minkä jälkeen ne oli kylmävalssattu kuudella pistolla 1,7 mm paksuuteen, levyjen lämpötilan ollessa valssauksen lopussa noin 130 °C. Tämän vaiheen kylmävalssattuihin näytteisiin viitataan tässä tutkimuksessa jatkossa tunnisteella *K1*. Näytteet oli lopuksi valssattu vielä yhdellä pistolla lopullisen noin 1,5 mm levynpaksuuden saavuttamiseksi. Tämän valssausvaiheen näytteisiin viitataan jatkossa tunnisteella *K2*.

## 5.2. Lämpökäsittely

Näytemateriaaleille oli valssauksen aikana suoritettu Q&P-lämpökäsittely, jonka etenmistä kuvaava kaavio on esitelty kuvassa 21. Käsittelyn alussa teräksiä oli hehkutettu austenointilämpötilassa (*AT*) ja sen jälkeen sammutettu martensiittireaktion alku- ( $M_s$ ) ja lopputilojen ( $M_f$ ) väliseen lämpötilaan. Tällä tavoin osa hehkutuksessa austenisoituneesta faasista ei muutu sammutuksen aikana martensiitiksi, vaan jää rakenteeseen jäännösausteniitiksi. Seuraavassa vaiheessa hiilen diffuusiota ylikyllästeisestä martensiitista jäännösausteniittiin oli nopeutettu nostamalla lämpötila jakaantumislämpötilaan (*PT*). Lopuksi teräkset oli sammutettu huoneenlämpötilaan.



**Kuva 21.** Testattujen terästen lämpökäsittelykaavio [48].

## 6. TUTKIMUSMENETELMÄT

Mikrorakenteen karakterisointi tehtiin kaikille näytteille optisella mikroskoopilla ja valutilaisille näytteille lisäksi pyyhkäisyelektronimikroskoopilla (SEM). Mekaanisiin kokeisiin kuuluivat kovuusmittaukset sekä valutilaisista että kuuma- ja kylmävalssatuista näytteistä. Näytteillä tehdyt tutkimukset suoritettiin Tampereen teknillisen yliopiston materiaaliopin laitoksen tutkimuslaitteistoilla.

### 6.1. Mikrorakenteen karakterisointi

Optista ja elektronimikroskopiaa varten leikattiin näytepalat, jotka valmistettiin koena-peiksi Struers CitoPress-10 -puristimella. Nappien pinnat hiottiin ja kiillotettiin Buehler Phoenix 4000 -näytteenvalmistusjärjestelmällä. Näytteiden mikrorakennetta tutkittiin Nikon ECLIPSE MA100 metallurgisella, käänteisellä heijastusmikroskoopilla, johon yhdistetyllä Nikon DS-L2 kameranohjauksiköllä näytteistä otettiin mikrorakennekuvia. Valuhieiden pinnat puhdistettiin elektronimikroskopiaa varten FinnSonic m08 -ultraäänipesulaitteella sekä plasmapuhdistimella ja vakumoitiin Duran vakuumfest -säiliöihin. Alkuaineanalyysit tehtiin INCAX-act detektorilla varustetulla INCA Energy 350 energiadiispersiivisellä alkuaineanalyysointilaitteella käyttäen Zeiss ULTRApplus UHR FEG-SEM -järjestelmää.

#### 6.1.1. Näytteenvalmistus

Näytteenvalmistus alkoi leikkaamalla näytemateriaaleista napituskoneeseen sopivat palat. Kuumavalssatuista *Ku*-nauhoista leikatuilla näytteillä käytettiin tarkastelusuuntaa valssaussuuntaista poikkileikkauspintaa. Kylmävalssatuista *K1*-levyistä leikatuista näytteistä otettiin tarkasteltaviksi sekä levyjen valssaussuuntaiset että valssaussuunnan vastaiset poikkileikkauspinnat, *K2*-levyistä vain valssaussuuntaiset poikkileikkauspinnat. Lisäksi käytettävissä oli valmiiksi napitettuja näytteitä *K1* ja *K2*-levyistä tarkastelupintoinaan valssauspintaa kohtisuora suunta. Valunäytteet *Va* olivat myös valmiiksi napitettuja ja niiden tarkastelupintana oli valuaaihion oletetun valssaussuunnan vastainen poikkileikkaus. Kuvassa 22 nähdään näytemateriaaleista valmistetut hieet.



**Kuva 22.** Näytemateriaaleista valmistetut hieet.

Hieiden pinnat hiottiin piikarbidihiomapapereilla P320-, P600- ja P1200-karkeuksilla, jonka jälkeen ne kiillotettiin 3 ja 1  $\mu\text{m}$ :n abrasiiveilla Struers MD-Dac ja MD-Nap -kankailla. Kiillotuksen jälkeen näytteet syövytettiin valomikroskopiaa varten värjäävällä Klemm's I -reagenssilla raerajojen ja faasien erottelemiseksi. Ohjeenmukaisesti tehtiin lyhyt syövytys Nital 2 % -liuoksella ennen varsinaista syövytystä.

### **6.1.2. Optinen mikroskopia**

Syövytettyjä näytteitä tarkasteltiin optisella mikroskoopilla ja niistä otettiin kuvia 5–100-kertaisilla suurennoksilla. Kaikista kolmesta näytemateriaalista otettiin 5–10 kuvaa jokaisesta prosessin vaiheesta erilaisilla suurennoksilla ja kuvat tallennettiin kameranohjausyksiköllä. Valunäytteiden kuvia analysoitiin tarkemmin ImageJ-kuvankäsittelyohjelmalla ja värikynnystä säätämällä selvitettiin dendriittien sekä niiden välisten alueiden keskimääräiset osuudet eri näytteissä.

### **6.1.3. Elektronimikrokopia**

SEMiä varten valunäytenapit hajotettiin, jonka jälkeen näytemateriaalien pinnoilta puhdistettiin rasva ja lika ultraäänipesurilla 40 kHz taajuudella. Tämän jälkeen näytteet plasmapuhdistettiin jäljelle jääneiden epäpuhtauksien varalta ja asetettiin vuorokaudeksi vakuumiin. SEM-tutkimuksen yhteydessä jokaisesta kolmesta valunäytteestä tehtiin EDS-analyysit, joiden avulla tutkittiin terästen seosainepitoisuuksia niiden eri faaseissa. Tulokset tallennettiin INCA-ohjelmistolla.

## 6.2. Kovuusmittaus

Kovuusmittaukset suoritettiin Struers Duramin-A300 -kovuustestauslaitteistolla Vickers-menetelmällä käyttäen 3 kg painoa. Sekä valu- että kuuma- ja kylmävalssatuille näytteille tehtiin kullekin 10 kpl kovuusmittauksia viivamaiselle alueelle näytteiden koko leveydeltä ja tulokset tallennettiin ecos-ohjelmistolla. Tuloksista laskettiin näytteille materiaali- ja valmistusvaihekohtaiset keskiarvot.

## 7. TULOKSET

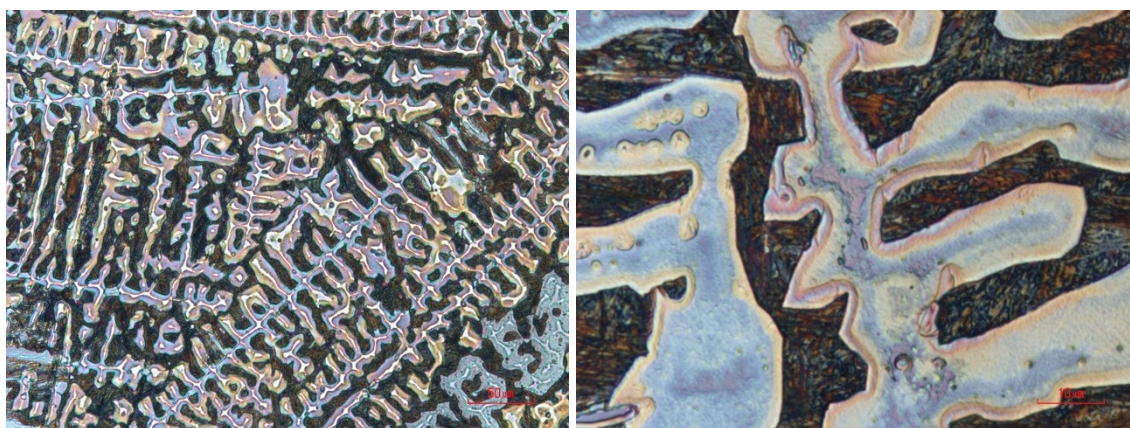
Valssattujen näytteiden syövytykset optista mikroskopiaa varten tehtiin alun perin Nital 2 % -liuoksella. Syövytykset toistettiin näytteille useita kertoja ja syövytysaikoja pidennettiin tuntuvasti, mutta kontrasti jäi alhaiseksi eivätkä faasit olleet toisistaan tarpeeksi selvästi erotettavissa. Syövyte vaihdettiin sittemmin faasit värjäävään Klemm's I reagenssiin, jolla päästiin toivottuihin tuloksiin.

### 7.1. Optinen mikroskopia

Valomikroskooppikuvat näytteistä onnistuivat hyvin ja tuloksia koemateriaalien välillä voitiin arvioida silmämääräisesti. Tässä kappaleessa esitellään mikrorakennekuvia valu-näytteistä sekä valssatuista näytteistä tarkastelusuuntana valssauksen suuntainen poikkeileikkaus. Lisäksi kuvia *KI*-vaiheen näytteiden muilta tarkastelupinnoilta on liitteessä 1.

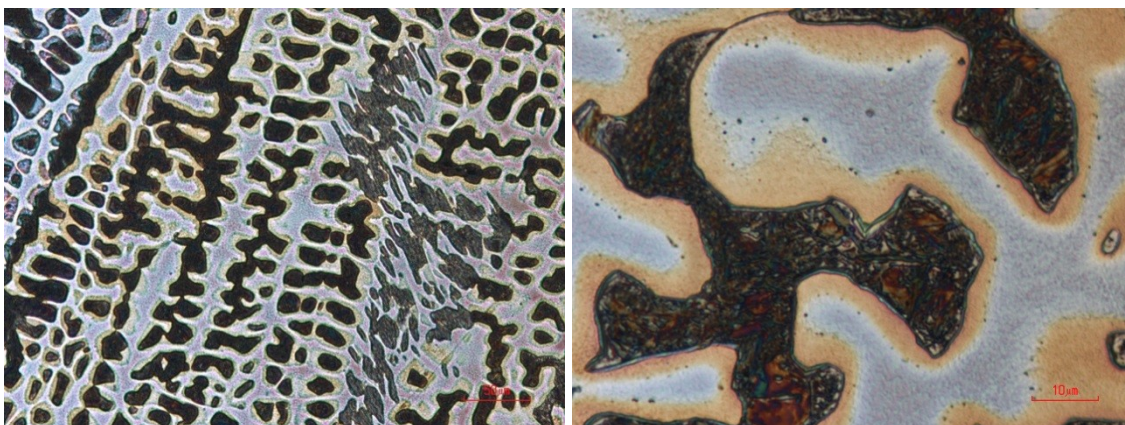
#### 7.1.1. Valuaihiot

Valutilaisista *Va*-näytteistä on alla (kuvat 23, 24 ja 25) esiteltyinä suurennokset noin 427 x 320 sekä 85 x 64  $\mu\text{m}$ :n alueilta rinnakkain. Dendriittirakenteet erottuivat Klemm-syövytyksen jälkeen hyvin. Teräksen A dendriittien huomataan olevan jokseenkin muista näytteistä eroavia, sillä ne ovat keskimäärin ohuempia ja toisistaan erillisempiä.

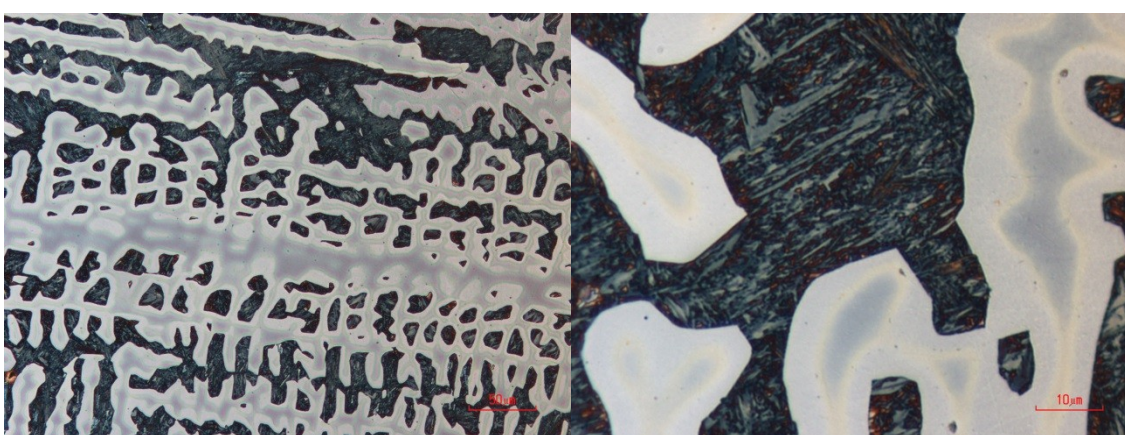


**Kuva 23.** Teräs A, valutila.



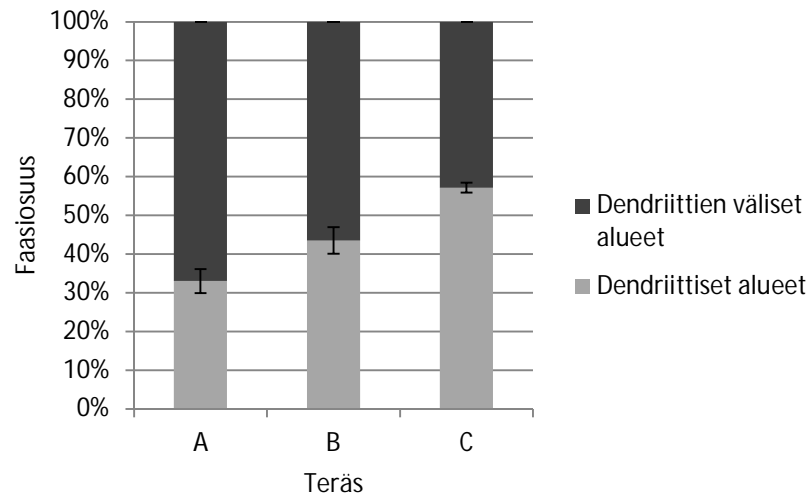


**Kuva 24.** Teräs B, valutila.



**Kuva 25.** Teräs C, valutila.

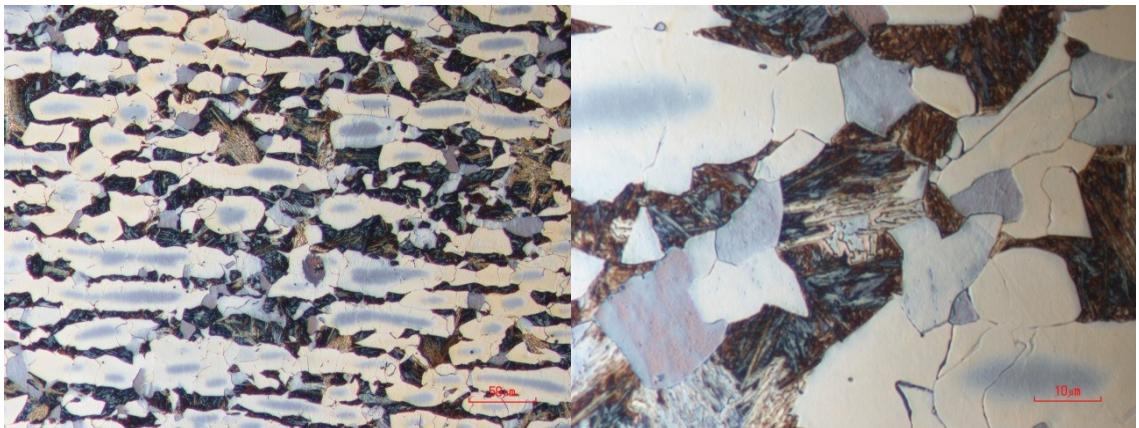
Kuvassa 26 nähdään kuvankäsittelyllä värikynnystä säätämällä lasketut osuudet näytteissä esiintyville valudendriiteille sekä niiden välisille alueille. Dendriittisten alueiden osuuden huomattiin olevan pienin vertailumateriaalina olleessa seoksessa A ja suurin kuparipitoisessa seoksessa C.



**Kuva 26.** Dendriittien ja niiden välisten alueiden faasisuudet valunäytteissä.

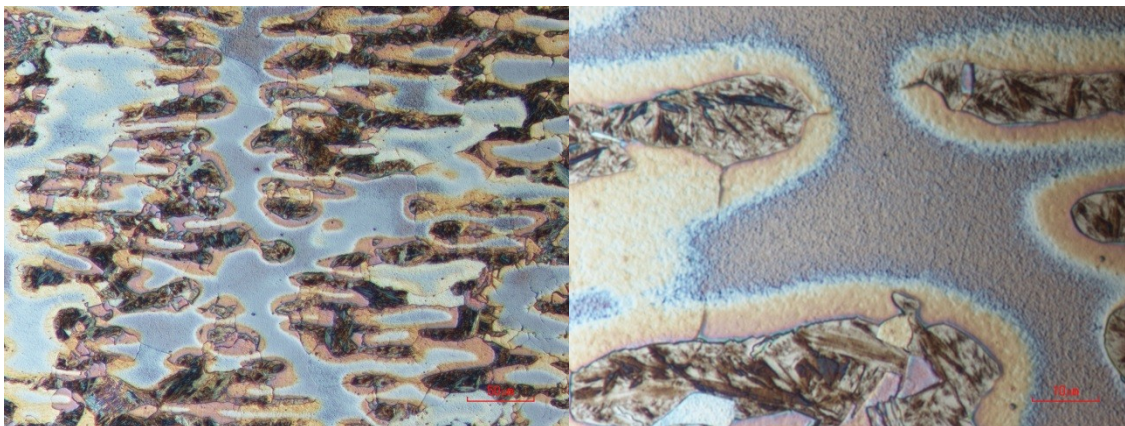
### 7.1.2. Kuumavalssatut näytteet

Kuumavalssatuista *Ku*-näytteistä on alla (kuvat 27, 28 ja 29) esiteltynä suurennokset noin 427 x 320 sekä 85 x 64  $\mu\text{m}$ :n alueilta rinnakkain. Kuvista huomataan terästen B ja C kohdalla valun aikana syntyneen ferriittisen dendriittirakenteen säilyneen ensimmäisen kuumavalssausvaiheen aikana, vain hieman muokkautuneena. Teräksen A tapauksessa ei huomata vastaavaa ilmiötä ja rakenne on selvästi hienojakoisempi.

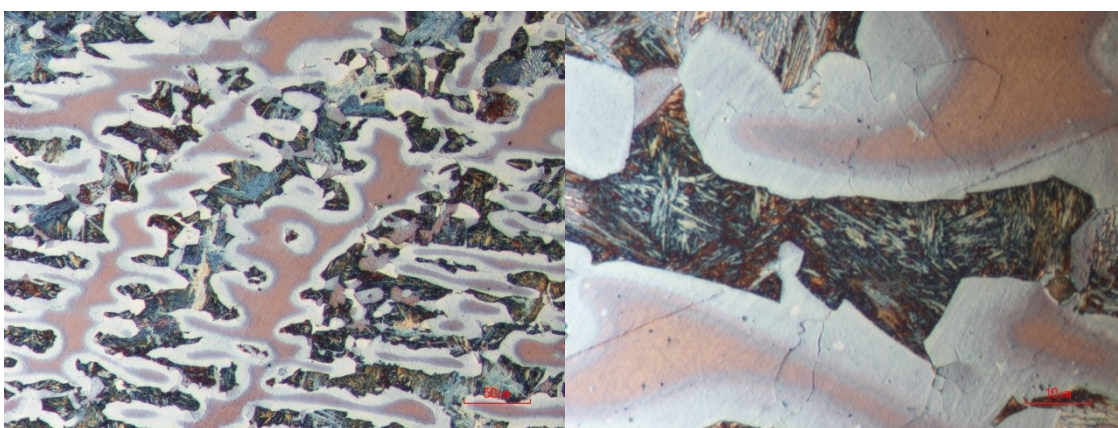


**Kuva 27.** Teräs A, *Ku*-vaihe, 50 % reduktio.





*Kuva 28. Teräs B, Ku-vaihe, 50 % reduktio.*

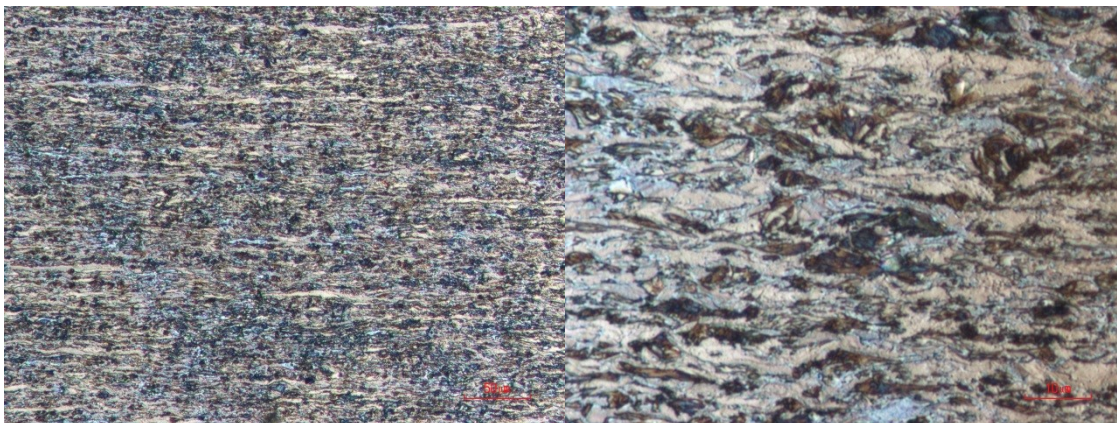


*Kuva 29. Teräs C, Ku-vaihe, 50 % reduktio.*

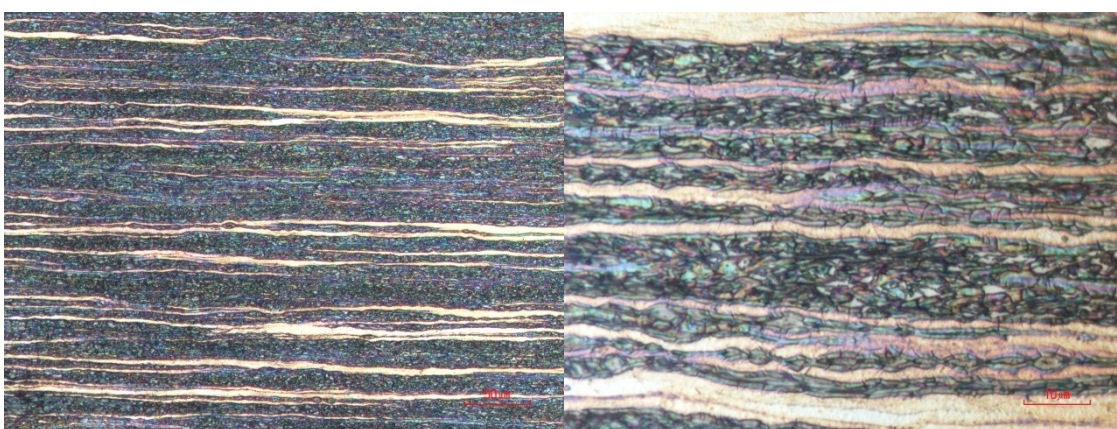
### 7.1.3. Kylmävalssatut näytteet

Kylmävalssatuista *K1*-näytteistä on alla (kuvat 30, 31 ja 32) esiteltyinä suurennokset noin 427 x 320 sekä 85 x 64  $\mu\text{m}$ :n alueilta rinnakkain. Kuvista huomataan B- ja C-teräksillä selkeät nauhamaiset rakenteet näissä lähes valssauksen loppuvaiheen näytteissä. A-teräksen rakenteessa nauhamaisuutta ei sen sijaan esiinny kuin pienessä määrin ja katkonaisena.

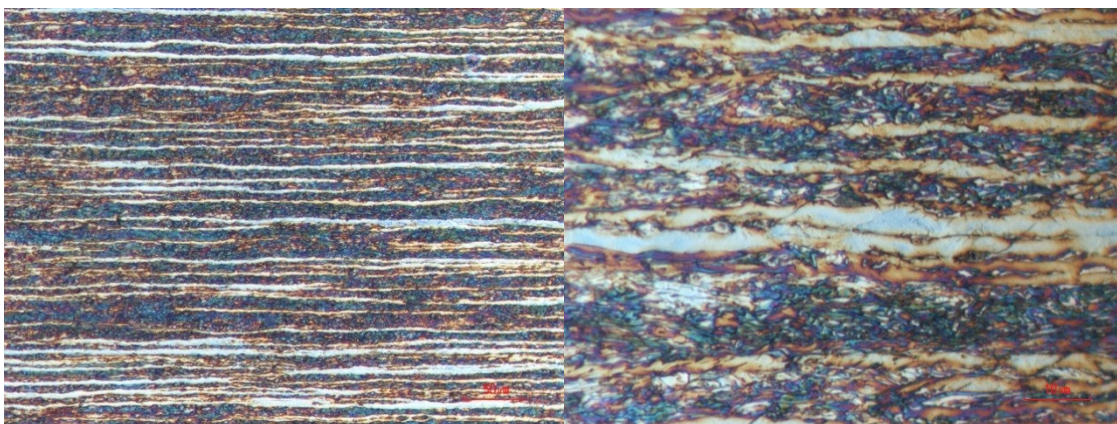




**Kuva 30.** Teräs A, K1-vaihe, 95,8 % reduktio.



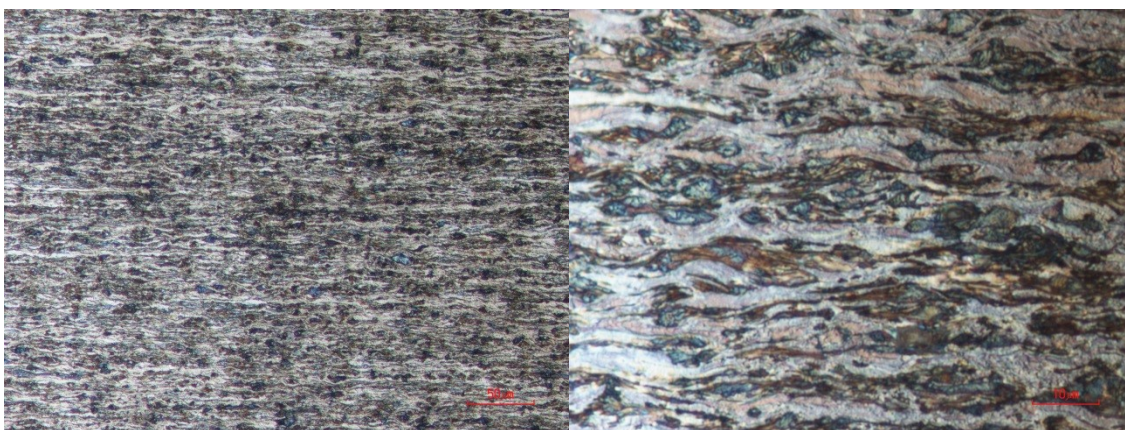
**Kuva 31.** Teräs B, K1-vaihe, 95,8 % reduktio.



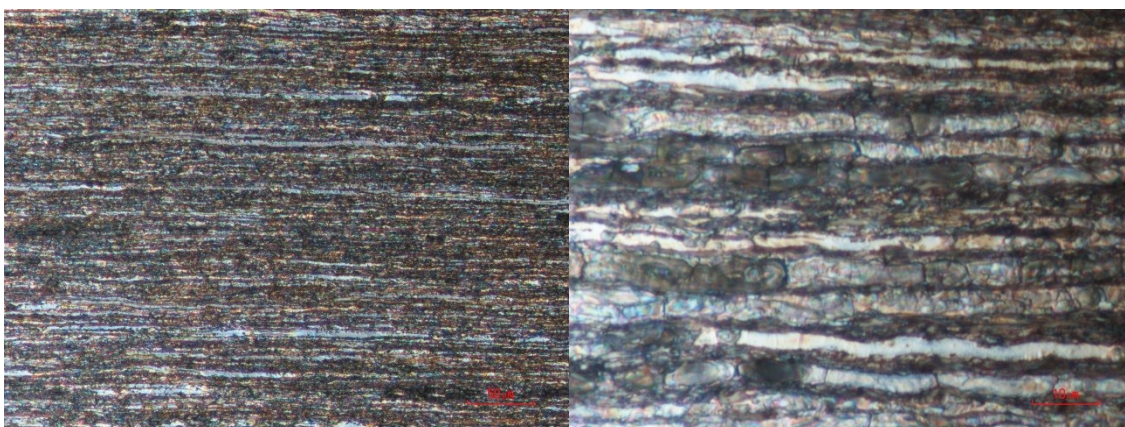
**Kuva 32.** Teräs C, K1-vaihe, 95,8 % reduktio.

Viimeisen kylmävalssausvaiheen K2 näytteistä esitellään alla (kuvat 33, 34 ja 35) suurennot noin 427 x 320 sekä 85 x 64 μm:n alueilta rinnakkain. Selkeä nauhamaisuus säilyy edelleen näytteissä B ja C eikä näytteen A rakenne ole merkittävästi muuttunut K1-vaiheesta. Nauhamaisuus vaikuttaa kehittyneen vakavimmalle asteelle teräksessä B, jossa mikrorakenteet ovat pitkiä, osin jopa näytealueen mittaisia.

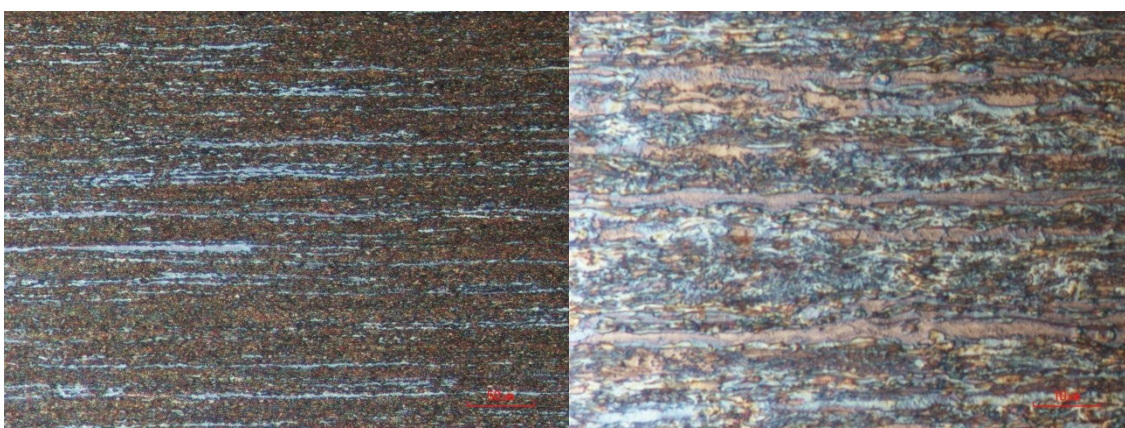




**Kuva 33.** Teräs A, K2-vaihe, 96,3 % reduktio.



**Kuva 34.** Teräs B, K2-vaihe, 96,3 % reduktio.

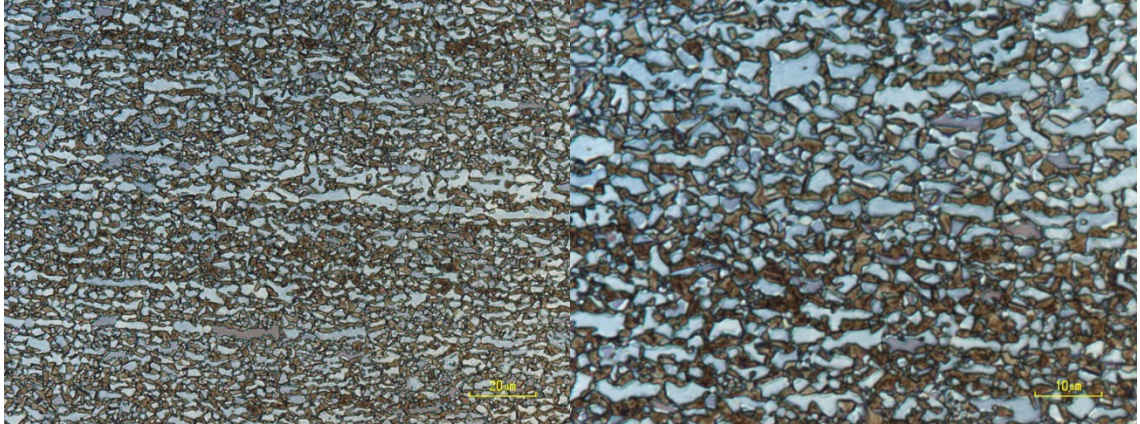


**Kuva 35.** Teräs C, K2-vaihe, 96,3 % reduktio.

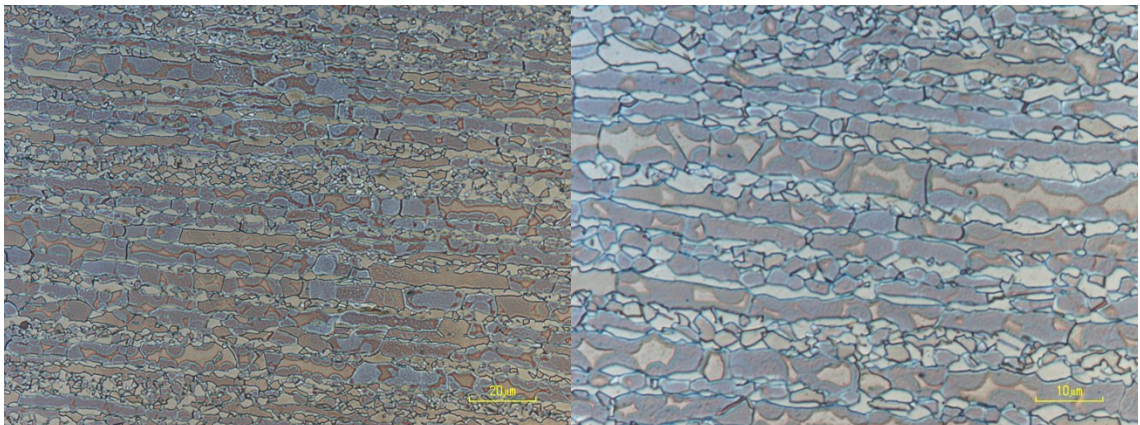
Kuvissa 36, 37 ja 38 on esiteltyä mikrorakennekuvia lopullisen Q&P-prosessin läpikäyneistä teräslaaduista. Suurennot ovat noin 171 x 128 sekä 85 x 64  $\mu\text{m}$ :n alueilta, syövytykset on tehty käyttäen Klemm's I -reagenssia. Nauhamaiset rakenteet näkyvät terästen B ja C näytteissä hyvin selkeinä ja jatkuvina ja nauhojen paksuudet vaihtelevat



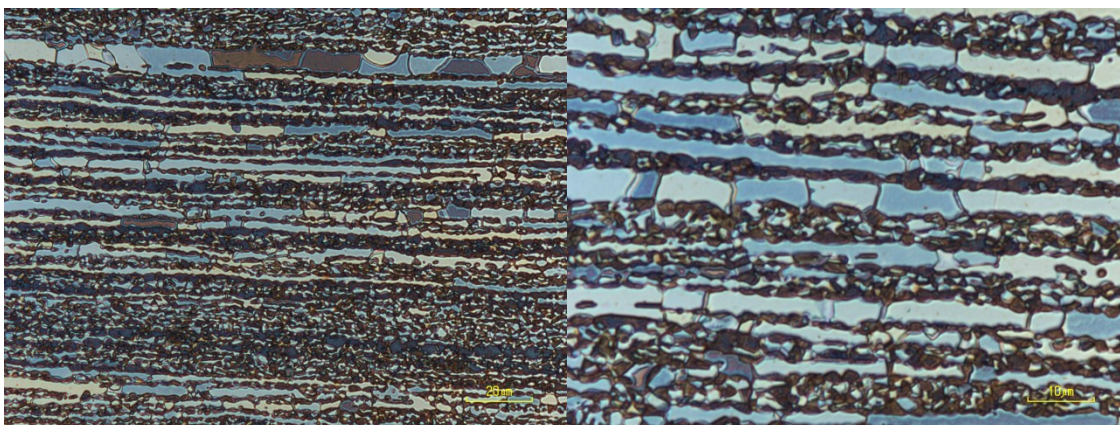
paljon. Mikrorakenteet ovat verrattavissa K2-vaiheen näytteisiin. Nauhamaisuutta esiintyy myös teräksessä A, mutta vain satunnaisina ja/tai katkonaisina nauhoina, muilta osin rakenne on hyvin homogeeninen.



**Kuva 36.** Teräs A: hehkutus lämpötilassa 900 °C (AT), sammutus 25 °C/s jäähtymisnopeudella lämpötilaan 270 °C (QT), pito 10 s ajan, jakaantumiskäsittely 10 s ajan lämpötilassa 450 °C (PT), sammutus huoneenlämpötilaan.



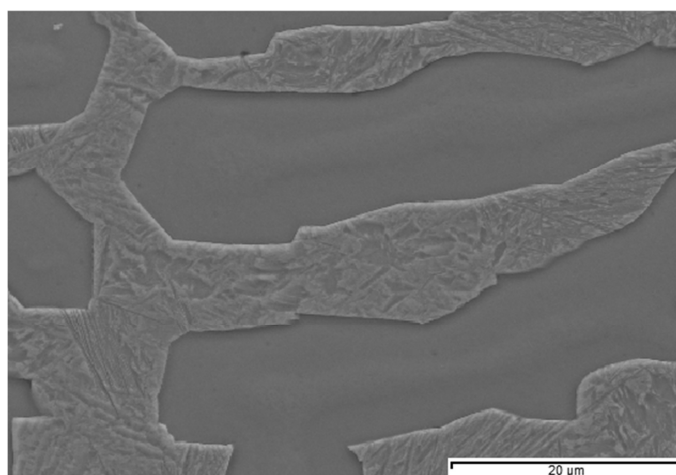
**Kuva 37.** Teräs B: hehkutus lämpötilassa 950 °C (AT), sammutus 25 °C/s jäähtymisnopeudella lämpötilaan 300 °C (QT), pito 10 s ajan, jakaantumiskäsittely 10 s ajan lämpötilassa 450 °C (PT), sammutus huoneenlämpötilaan.



**Kuva 38.** Teräs C: hehkutus lämpötilassa 900 °C (AT), sammutus 25 °C/s jäähtymisnopeudella lämpötilaan 280 °C (QT), pito 10 s ajan, jakaantumiskäsittely 10 s ajan lämpötilassa 450 °C (PT), sammutus huoneenlämpötilaan.

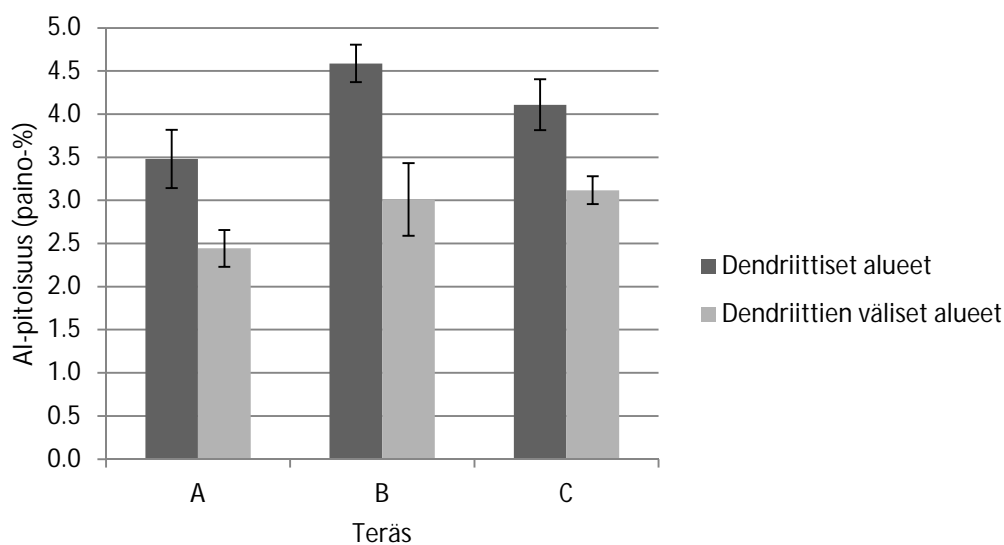
## 7.2. Elektronimikroskopia

Kuvassa 39 nähdään esimerkkinä teräksen A valutilaisesta näytteestä noin 59 x 40 µm:n kokoinen SEMillä kuvattu alue. Kuvasta erottuvat selkeästi tasaisina, tummempina alueina valudendriitit sekä vaaleammat, tekstuurilliset dendriittien väliset alueet.



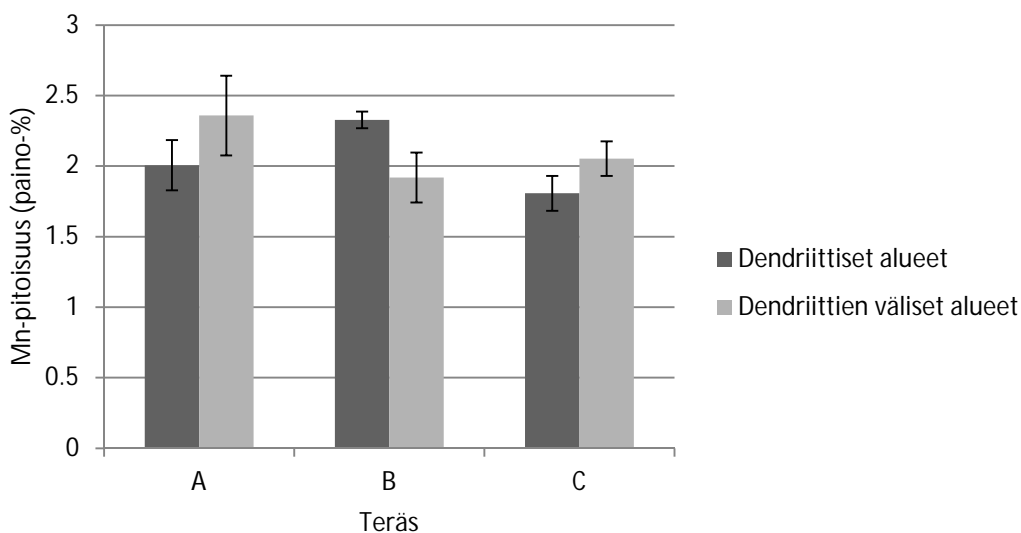
**Kuva 39.** SEM-kuva teräksen A valutilaisesta näytteestä.

Vastaavilta alueilta tehtiin jokaisesta valunäytteestä EDS-mittaukset verkkomaisena pisteanalyysinä siten, että mitattavia pisteitä oli tasaisesti sekä dendriittisiltä että niiden välisiltä alueilta. Analyysien tuloksia nähdään kuvassa 40, jossa on vertailtuna dendriittien sisäisten sekä niiden välisten alueiden painoprosentuaalisten alumiinipitoisuuksien keskiarvot. Al-pitoisuuksien huomataan olevan jokaisessa näytteessä korkeammat dendriittien sisällä kuin niiden ulkopuolella.



**Kuva 40.** Valutilaisten terästen EDS-analyyseista lasketut alumiinipitoisuuksien keskiarvot dendriittien sisällä sekä niiden välissä.

Kuvassa 41 nähdään vastaavat arvot mangaanipitoisuuksille dendriittien sisällä sekä niiden välissä.

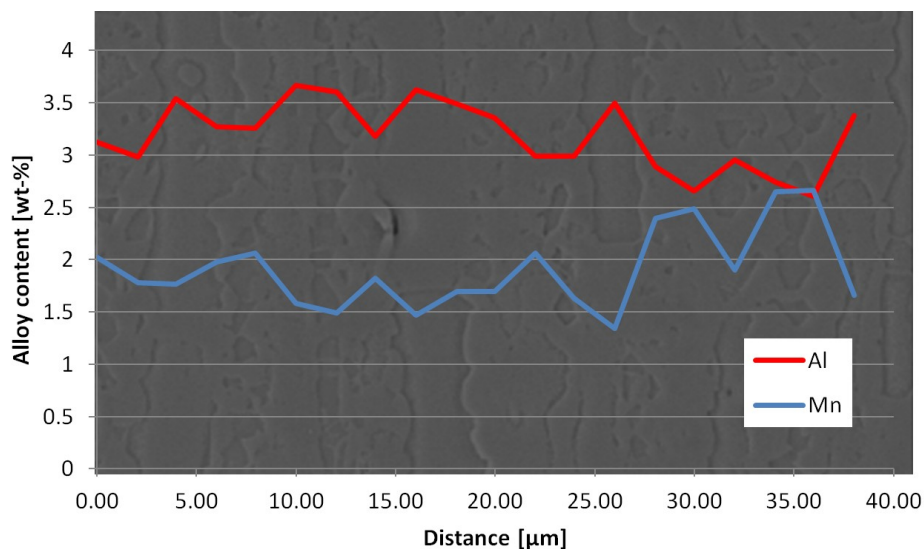


**Kuva 41.** Valutilaisten terästen EDS-analyyseista lasketut mangaanipitoisuuksien keskiarvot dendriittien sisällä sekä niiden välissä.

Kuvassa 42 nähdään lisäksi teräkselle C tehty EDS-pisteanalyysi lopullisen Q&P-lämpökäsittelyn jälkeen. Analyysissa on Mn- ja Al-pitoisuudet suhteutettuina 90 astetta



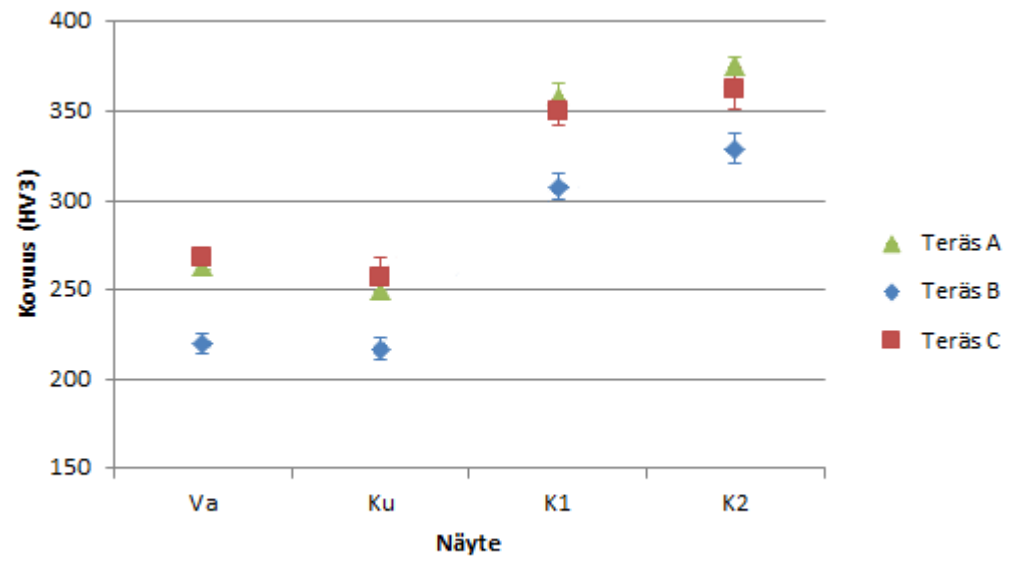
käännettyyn mikrorakennekuvaan. Nauhamaisten ferriittirakeiden kohdalla Al-pitoisuuden huomataan olevan koholla, Mn-pitoisuuden päinvastoin matalammalla tasolla.



**Kuva 42.** Teräksen C Mn- ja Al-pitoisuudet lopullisen Q&P-lämpökäsittelyn jälkeen. Pitoisuuskäyrät ovat suhteutettuina mikrorakennekuvaan. Hehkutus lämpötilassa 950 °C (AT), sammutus 25 °C/s jäähtymisnopeudella lämpötilaan 300 °C (QT), pito 10 s ajan, jakaantumiskäsittely 100 s ajan lämpötilassa 450 °C (PT), sammutus huoneenlämpötilaan.

### 7.3. Kovuusmittaus

Kuvassa 43 on esitetty HV 3 -kovuusmittausten keskiarvot edeten prosessissa vasemmalta oikealle valutilaisista kuumavalssattuihin ja kylmävalssattuihin näytteisiin. Kuvasta huomataan jokaisen näytteen kovuuden kehittyvän samalla tavoin prosessin aikana: kovuus laskee hieman kuumavalssauksen tuloksena, nousee reilusti kylmävalssattaessa ja nousee edelleen hieman viimeisessä kylmävalssauspistossa. Teräksen A ja C kovuudet ovat hyvin lähellä toisiaan, siinä missä B-teräksen kovuusarvot ovat selvästi muita alemmat. Kovuusmittausten tulokset ovat taulukoituina liitteessä 2.



**Kuva 43.** Kovuusmittausten keskiarvot valutilaisille ja valssatuille näytteille.

## 8. TULOSTEN TARKASTELU

Tässä kappaleessa käsitellään tutkittujen terästen kemiallisen koostumuksen vaikutusta tuloksissa havaittujen nauhamaisten mikrorakenteiden syntymiseen ja periytymiseen. Lisäksi pohditaan rakenteiden vaikutusta terästen mekaanisiin ominaisuuksiin.

### 8.1. Seosaineet ja suotautuminen

Kuparin seostamisen tarkoituksena teräkseen C oli kumota alumiinin ferriittiä stabiiloivaa vaikutusta. Kuvasta 26 kuitenkin nähdään, että ferriittisen dendriittifaasin osuus valunäytteissä on suurin teräksellä C. Kuparin vaikutus ei siis ainakaan vielä valuvaiheessa näkynyt.

Alumiinipitoisuudet valunäytteissä dendriittien sekä dendriittien välisten alueiden välillä vaihtelivat suuresti, mikä osoitti mikro-suotautumista tapahtuneen faasien välillä. Tämän lisäksi Al-pitoisuudet olivat kokonaisuudessaan odotettua korkeammat. Pienemmän Al-pitoisuuden sisältämien dendriittien välisten alueiden pitoisuudet ylsivät B- ja C-näytteissä alun perin tarkoitetun seostuksen (noin 3 %) tasolle, näytteessä A (noin 2 %) jopa 0,5 % sen yli. Suuremman Al-pitoisuuden sisältävillä dendriittisillä alueilla pitoisuudet kohosivat A- ja C-näytteillä noin prosentin, B-näytteellä jopa puolitoista prosenttia edellisten arvojen yläpuolelle. Ilmiö voisi liittyä dendriittien välisen mikro-suotautumisen lisäksi alumiinin makro-suotautumisesta alueille, joista näytemateriaalit olivat alun perin valuaihioista leikattu. Tämä selittäisi tuloksissa näkyvät näytteiden selvästi tarkoitettua korkeammat alumiinipitoisuudet.

Mangaanipitoisuudet valunäytteissä olivat sen sijaan lähempänä tarkoitettua seostusta, arvot vaihtelivat 2 %:n molemmin puolin. Myös Mn-pitoisuudet vaihtelivat hieman faasien välillä: näytteiden A ja C pitoisuudet vaikuttivat olevan dendriittien välisillä alueilla hieman korkeammat kuin dendriiteissä, kuten kirjallisuustutkimuksen perusteella oli odotettavissa. Erot ovat kuitenkin pieniä, joten keskihajontojen rajoissa ei voida tehdä varsinaista päätelmää asiasta. Näytteen B Mn-pitoisuus sen sijaan vaikutti olevan päinvastoin dendriiteissä koholla, kuitenkin suhteellisen vähän.



Lopullisen Q&P-lämpökäsittelyn jälkeen teräkselle C tehdystä EDS-analyysistä nähtiin, että Al-pitoisuus oli nauhamaisten ferriittirakeiden kohdin koholla. Alumiini näyttää siis suotautuneen nauhamaisille alueille. Mangaani on sen sijaan suotautunut alumiiniin verrattuna käänteisesti, eli nauhojen välisille alueille.

## 8.2. Nauhamaisten rakeiden syntymisvaihe

Teräksen A mikrorakenteen huomattiin jo valuvaiheessa eroavan muista näytteistä, sillä sen ferriittiset valudendriitit olivat ohuempia ja toisistaan erillisempiä. Teräksen A dendriittisen faasin osuus mikrorakenteesta oli myös valunäytteistä pienin. Kuumavalssauksessa terästen B ja C dendriittinen rakenne oli hieman muokkautuneena säilynyt, teräksen A mikrorakenne oli sen sijaan hienojakoisempi. Teräksen A dendriittirakenteet olivat rikkoutuneet ja vaikuttivat rekristalloituneen kuumavalssauksen aikana.

Kylmävalssauksessa terästen B ja C ferriittiset faasit olivat muokkautuneet pitkiksi, nauhamaisiksi rakenteiksi jotka vuorottelivat päällekkäin martensiittis-austeniittisten alueiden kanssa. Teräksen A rakenne oli säilynyt hienojakoisena eikä nauhamaisuutta esiintynyt kuin hyvin pienessä määrin ja katkonaisena. Viimeisen kylmävalssauspiston jälkeen teräksen B nauhamaisuus oli kehittynyt näytteistä vakavimmalle asteelle ja mikrorakenteet olivat jopa koko näytealueen mittaisia. Nauhamaisuus näkyi edelleen teräksessä C, mutta rakenteet olivat jokseenkin rikkoontuneempia ja katkonaisempia verrattuna edelliseen kylmävalssausvaiheeseen. Teräksen A rakenne ei ollut enää merkittävästi muuttunut viimeisessä pistossa.

Lopullisen Q&P-prosessin läpikäyneiden terästen nauhamaiset rakenteet näkyivät B- ja C-näytteissä hyvin selkeinä ja mikrorakenteet olivat verrattavissa K2-vaiheen näytteisiin. Kokonaisuudessaan nauhamaisuus vaikutti näissäkin näytteissä olleen vakavimmalla asteella teräksessä B, jossa nauhat olivat keskimäärin paksuimpia ja niiden esiintyminen oli laajinta. Teräksen A mikrorakenne oli satunnaisia ohuita nauhoja lukuun ottamatta varsin homogeeninen.

Kirjallisuustutkimuksen mukaan korvaussijallisten seosaineiden suotautuminen on pääsyy teräksissä esiintyvälle nauhamaisuudelle. Alumiini stabiloi ferriittiä ja nostaa sekä  $A_{C1}$ - että  $A_{C3}$ -lämpötiloja, joten ilmeisesti korkeamman alumiinipitoisuuden B- ja C-

valunäytteiden dendriittiset alueet eivät olleet rekristalloituneet hehkutuksen aikana. Tuloksista voidaan päätellä valssattujen materiaalien nauhamaisuuden periytyneen valuihioista.

### **8.3. Nauhamaisten rakenteiden aiheuttamat ongelmat**

Kovuusmittausten tuloksista voidaan todeta näytteiden kovuuksien kehittyvän toisiaan vastaavalla tavalla: kovuus laskee hieman kuumavalssauksen tuloksena, nousee reilusti kylmävalssattaessa ja nousee edelleen hieman viimeisessä kylmävalssauspistossa. Teräksen C kovuusarvojen huomataan myös olevan lähellä teräksen A tuloksia, mutta teräksen B kovuusarvot ovat selvästi muita alemmat.

Syytä teräksen B matalaan kovuuteen ei tutkimuksessa selvinnyt. Kirjallisuuden mukaan nauhamaisuuden vaikutuksista terästen mekaanisiin ominaisuuksiin ei voida saada varmoja tuloksia vertaamalla tietyn mikrorakenteen nauhoittuneita alueita toisen mikrorakenteen nauhoittumattomiin. Tämän tutkimuksen terästen kemialliset koostumukset ja lämpökäsittelyparametrit olivat toisistaan eriäviä, joten tulosten perusteella ei voida vetää suoria johtopäätöksiä nauhamaisuuden vaikutuksesta terästen kovuuteen. Todennäköisiä nauhamaisuuden aiheuttamia vaikutuksia on kuitenkin ainakin veto- ja murto-  
lujuuden sekä murtositkeyden huononeminen.

## 9. JOHTOPÄÄTÖKSET

Valunäytteiden alumiinipitoisuuksien perusteella näytteissä oli tapahtunut jähmettymisen aikaista mikrosuotautumista dendriittien välisiltä alueilta dendriitteihin. Lisäksi näytteiden kokonaisalumiinipitoisuudet olivat koholla verrattuna tarkoitettuihin seostuksiin, mikä saattaa johtua alumiinin makrosuotautumisesta alueille, joista näytemateriaalit olivat alun perin valuaihioista leikattu. Mangaanipitoisuudet vaihtelivat dendriittien ja niiden välisten alueiden välillä hajonnat huomioon ottaen vain vähän ja kokonaispitoisuudet olivat alkuperäisten seostusten mukaiset.

Teräksen A mikrorakenne erosi muista näytteistä jo valuvaiheessa dendriittien ohueman rakenteen ja pienemmän osuuden perusteella ja mikrorakenne kehittyi kuumavalssauksen aikana teräksiä B ja C hienojakoisemmaksi. Kylmävalssauksen loppuun mennessäkään rakenteessa ei huomioitavasti havaittu nauhamaisuutta.

Terästen B ja C paksummat dendriitit eivät olleet kunnolla rikkoutuneet kuumavalssauksen ensimmäisessä vaiheessa ja kylmävalssauksen aikana ne olivat pakkautuneet päällekkäin pitkiksi, nauhamaisiksi rakenteiksi. Kirjallisuustutkimuksen perusteella päädyttiin johtopäätökseen, että terästen B ja C ferriittisten dendriittirakenteiden alumiinipitoisuudet olivat suotautumisen takia olleet niin korkeat, etteivät alueet olleet rekristalloituneet hehkutuksen aikana. Näin ollen nauhamaisten rakenteiden pääteltiin periytyneen valuaihioista.

Kovuusmittausten tulokset eivät suoraan korreloineet nauhamaisuuden kanssa. Nauhatoman teräksen A ja nauhamaisia rakenteita sisältävän teräksen C kovuusarvot olivat jokaisessa valmistusprosessin vaiheessa lähellä toisiaan. Nauhamaisia rakenteita sisältävän teräksen B kovuusarvot sen sijaan olivat vastaavasti jokaisessa prosessin vaiheessa muita näytteitä alemmat. Kirjallisuustutkimuksen mukaan terästen nauhamaisuuden vaikutuksia mekaanisiin ominaisuuksiin onkin vaikea verrata toisiinsa niiden eriävien kemiallisten koostumusten ja lämpökäsittelyparametrien takia.

## LÄHTEET

- [1] De Moor, E., Gibbs, P. J., Speer, J. G. & Matlock, D. K. Strategies for Third-Generation Advanced High-Strength Steel Development. AIST Transactions 7(2010)3, p. 133.
- [2] Maggi, S. & Federici, C. The Use of High Strength Steels / Ultra High Strength Steels in the Automotive Industry. New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels, Buenos Aires, Argentina, 2008. Turin, Italy 2008, Fiat Group Automobiles - Engineering & Design - Materials Engineering. 7 p.
- [3] WorldAutoSteel. Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 5.0. Great Designs in Steel, Livonia, MI, USA, May 14, 2014.
- [4] Matlock, D. K. & Speer, J. G. Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts. In: Haldar, A., Suwas, S. & Bhattacharjee, D. (ed.). Microstructure and Texture in Steels and Other Materials. London, UK 2009, Springer. pp. 185–205.
- [5] Moor, E., Lacroix, S., Clarke, A.J., Penning, J. & Speer, J. G. Effect of Retained Austenite Stabilized via Quench and Partitioning on the Strain Hardening of Martensitic Steels. Metallurgical and Materials Transactions A 39(2008)11, pp. 2586–2595.
- [6] Dimatteo, A., Lovicu, G. & Desanctis, M. Microstructures and properties of TRAnsformation Induced Plasticity steels. Heat Treatment and Surface Engineering in Automotive Applications, Riva del Garda, Italy, June 20-22, 2005. Italy 2006, La Metallurgia Italiana. pp. 37–41.
- [7] Wasilkowska, A., Tsipouridis, P., Werner, E. A., Pichler, A. & Taint, S. Microstructure and tensile behaviour of cold-rolled TRIP-aided steels. Journal of Materials Processing Technology 157–158(2004)December, pp. 633–636.
- [8] Kuziak, R., Kawalla, R. & Waengler, S. Advanced high strength steels for automotive industry. Archives of Civil and Mechanical Engineering VIII(2008)2, pp. 103–117.
- [9] Chiang, J. S. Effect of Microstructure on Retained Austenite Stability and Tensile Behaviour in an Aluminum-Alloyed TRIP Steel. Thesis. Kingston, Ontario, Canada 2012. Queen's University, Department of Mechanical and Materials Engineering. 137 p.
- [10] Wang, C. Y., Shi, J., Cao, W. Q. & Dong, H. Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel. Materials Science and Engineering: A 527(2010)15, pp. 3442–3449.
- [11] Clarke, A. J., Speer, J. G., Miller, M. K., Hackenberg, R. E., Edmonds, D. V., Matlock, D. K., Rizzo, F. C., Clarke, K. D. & De Moor, E. Carbon partitioning to

austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment. *Acta Materialia* 56(2008)1, pp. 16–22.

- [12] Wang, L. & Speer, J. G. Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment. *Metallography, Microstructure and Analysis* 2(2013)4, pp. 268–281.
- [13] Mola, J. & De Cooman, B. C. Quenching and Partitioning (Q&P) Processing of Martensitic Stainless Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 44(2012)2, pp. 946–967.
- [14] Grajcar, A. & Kwaśny, W. Microstructural study on retained austenite in advanced highstrength multiphase 3Mn-1.5Al and 5Mn-1.5Al steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 54(2012)2, pp. 168–177.
- [15] Santofimia, M. J., Zhao, L., Petrov, R. & Sietsma, J. Characterization of the microstructure obtained by the quenching and partitioning process in a low-carbon steel. *Materials Characterization* 59(2008)12, pp. 1758–1764.
- [16] Speer, J. G. Phase transformations in quenched and partitioned steels. In: Pereloma, E. & Edmonds, D. V. (ed.). *Phase Transformations in Steels*. Vol. 2. Cambridge, UK 2012, Woodhead Publishing, pp. 247–270.
- [17] Li, Y, Lu, Y, Wang, C, Li, S, & Chen, L. Phase Stability of Residual Austenite in 60Si2Mn Steels Treated by Quenching and Partitioning. *Journal of Iron and Steel Research, International* 18(2011)2, pp. 70–74.
- [18] Mileiko, S. T. The tensile strength and ductility of continuous fibre composites. *Journal of Materials Science* 4(1969)11, pp. 974–977.
- [19] Santofimia, M. J., Zhao, L. & Sietsma, J. Microstructural Evolution of a Low-Carbon Steel during Application of Quenching and Partitioning Heat Treatments after Partial Austenitization. *Metallurgical and Materials Transactions A* 40(2008)1, pp. 46–57.
- [20] Liu, C., Wang, L. & Liu, Y. Effects of Strain Rate on Tensile Deformation Behavior of Quenching and Partitioning Steel. *Materials Science Forum* 749(2013)March, pp. 401–406.
- [21] Schneider, J., Bieler, T. R., Zhu, Y. T., Morsi, K. B., Acoff, V. L., Taleff, E. M., Valiev, R., Kostorz, G., Bellhouse, E. M., Mertens, A. I. M. & McDermid, J. R. Development of the surface structure of TRIP steels prior to hot-dip galvanizing. *Materials Science and Engineering: A* 463(2007)1, pp. 147–156.
- [22] H., M. The Effects of Aluminium and Silicon on the Dendritic Structure of Steel. *Metallurgia, Processes of Casting Steels and Forming Ingots* (1981), pp. 47–50.
- [23] XU, F., HU, S. & CHEN, Y. Effect of quenching and partitioning process on microstructure and mechanical properties of a TRIP800 steel. *Transactions of Materials and Heat Treatment* 34(2013)9, pp. 95–101.

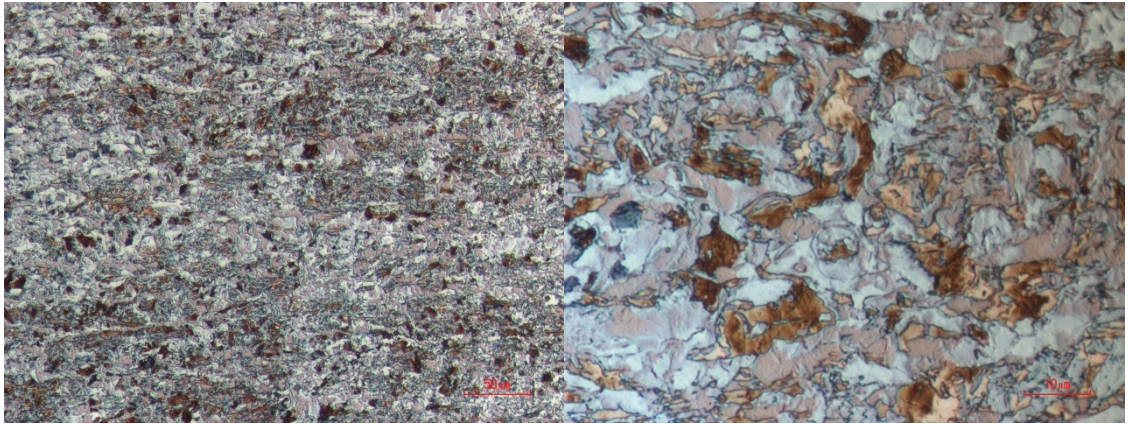
- [24] Santofimia, M. J., Takahama, Y., Zhao, L. & Sietsma, J. Analysis Of The Quenching And Partitioning (Q&P) Process With Partial Austenitisation In A Low-Carbon Steel By Phase Field Modelling. Proceedings of the International Conference on New Development on Metallurgy and Applications of High Strength Steels, Buenos Aires, Argentina, May 26-28, 2008. 184 Thorn Hill Ro, PA, USA 2008, Minerals, Metals and Materials Society (TMS). pp. 777–786.
- [25] Edmonds, D. V., He, K., Rizzo, F. C., De Cooman, B. C., Matlock, D. K. & Speer, J. G. Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering: A* 438–440(2006)November, pp. 25–34.
- [26] Matlock, D. K., Speer, J. G., De Moor, E. & Gibbs, P. J. Recent Developments in Advanced High Strength Steels for Automotive Applications: An Overview. *Engineering Science & Technology* 15(2012)1, pp. 1–12.
- [27] Dong-Woo, S., Kim, N. J., Rana, R., Liu, C. & Ray, R. K. Low-density low-carbon Fe–Al ferritic steels. *Scripta Materialia* 68(2013)6, pp. 354–359.
- [28] Sohn, S. S., Lee, B.-J., Lee, S., & Kwak, J.-H. Effects of aluminum content on cracking phenomenon occurring during cold rolling of three ferrite-based lightweight steel. *Acta Materialia* 61(2013)15, pp. 5626–5635.
- [29] Gammer, K., Musser, S. & Hutter, H. Characterization of the 3D-distribution of the components in Al-alloyed high speed steels with SIMS. *Applied Surface Science* 179(2001)1–4, pp. 240–244.
- [30] Bo, Y. Characteristics of Heat Flux Through Slag Film of Mold Slag Used for High Al-TRIP Steel Casting. *Journal of Iron and Steel Research International* 17(2010)5, pp. 11–16.
- [31] Girina, O. A. & Fonstein, N. M. Influence of Al Additions on Austenite Decomposition in Continuously Annealed Dual-Phase Steels. *Materials Science & Technology* 2005, Pittsburgh, PA, USA, 2005. pp. 65–76.
- [32] Jimenez-Melero, E., van Dijk, N. H., Zhao, L., Sietsma, J., Wright, J. P. & van der Zwaag, S. In situ synchrotron study on the interplay between martensite formation, texture evolution and load partitioning in low-alloyed TRIP steels. *Materials Science and Engineering: A* 528(2011)21, pp. 6407–6416.
- [33] De Meyer, M., Vanderschueren, D. & De Cooman, B. C. The Influence of the Substitution of Si by Al on the Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels. *ISIJ International* 39(1999)8, pp. 813–822.
- [34] Wei, H., Liu, G., Zhao, H. & Kang, R. Hot deformation behavior of two C–Mn–Si based and C–Mn–Al based microalloyed high-strength steels: A comparative study. *Materials & Design* 50(2013)September, pp. 484–490.

- [35] Street, S., James, K., Minor, N., Roelant, A. & Tremp, J. Production of High-Aluminum Steel Slabs. *AIST Iron & Steel Technology* 5(2008)7, pp. 38-49.
- [36] Tasan, C. C., Hoefnagels, J. P. M. & Geers, M. G. D. Microstructural banding effects clarified through micrographic digital image correlation. *Scripta Materialia* 62(2010)11, pp. 835–838.
- [37] Caballero, F. G., García-Junceda, A., Capdevila, C. & García de Andrés, C. Evolution of Microstructural Banding during the Manufacturing Process of Dual Phase Steels. *Materials Transactions* 47(2006)9, pp. 2269–2276.
- [38] Grange, R. A. Effect of Microstructural Banding in Steel. *Metallurgical Transactions* 2(1971)February, pp. 417–426.
- [39] Krebs, B., Hazotte, A., Germain, L. & Gouné, M. Quantitative Analysis of Banded Structures in Dual-Phase Steels. *Image Analysis & Stereology* 29(2010)2, pp. 85–90.
- [40] Korda, A. A., Mutoh, Y., Miyashita, Y., Sadasue, T. & Mannan, S. L. In situ observation of fatigue crack retardation in banded ferrite–pearlite microstructure due to crack branching. *Scripta Materialia* 54(2006)11, pp. 1835–1840.
- [41] Cai, S. & Boyd, J. D. Mechanism of Microstructural Banding in Hot Rolled Microalloyed Steels,” *Materials Science Forum* 500–501(2005)November, pp. 171–178.
- [42] Krauss, G. Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science* 34(2003)6, pp. 781–792.
- [43] Howe, A. A. Segregation and phase distribution during solidification of carbon, alloy and stainless steels. London, UK 1991, Commission of the European Communities, Technical Steel Research. 217 p.
- [44] Van Aken, D. Segregation and banding in steel. *Industrial Heating* 68(2001)4, p. 16.
- [45] Choi, Y. J., Suh, D.-W. & Bhadeshia, H. K. D. H. Retention of  $\delta$ -ferrite in aluminium-alloyed TRIP-assisted steels. *Proceedings of the Royal Society of London - A* 468(2012)10, pp. 2904–2914.
- [46] Aarnts, M. P., Rijkenberg, R. A., Twisk, F. A. & Wilcox, D. Microstructural quantification of multi-phase steels (Micro-quant). Brussels, Belgium 2011, European Commission Research Fund for Coal and Steel. 122 p.
- [47] Toji, Y., Yamashita, T., Nakajima, K., Okuda, K., Matsuda, H., Hasegawa, K. & Seto, K. Effect of Mn Partitioning during Intercritical Annealing on Following  $\gamma \rightarrow \alpha$  Transformation and Resultant Mechanical Properties of Cold-rolled Dual Phase Steels. *ISIJ International* 51(2011)5, pp. 818–825.

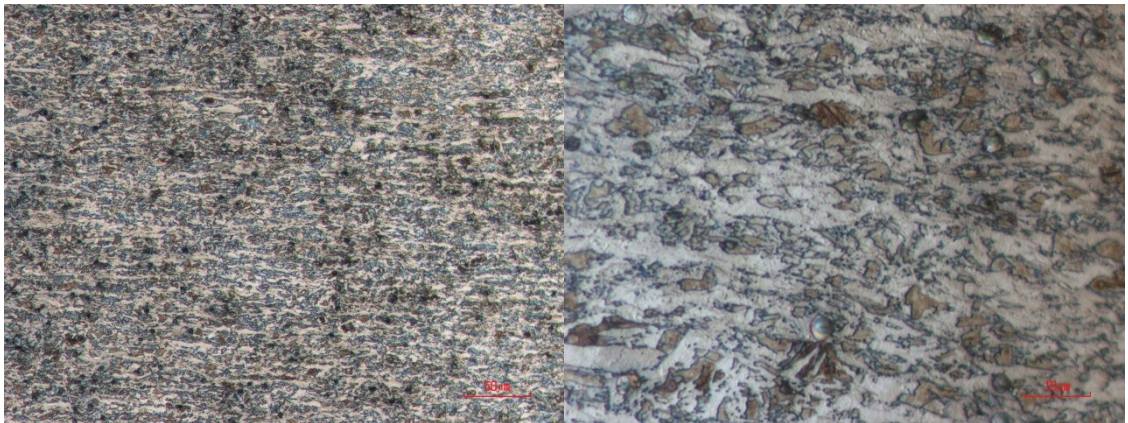
- [48] Nyyssönen, T., Peura, P., Somani, M. C. & Kuokkala, V.-T. Microstructural Response of High Aluminum Steels to Quenching and Partitioning Treatment. Proceedings of the ASME 2013 International Mechanical Engineering Congress & Exposition, San Diego, California, USA, November 13-21, 2013. pp. 1–10.



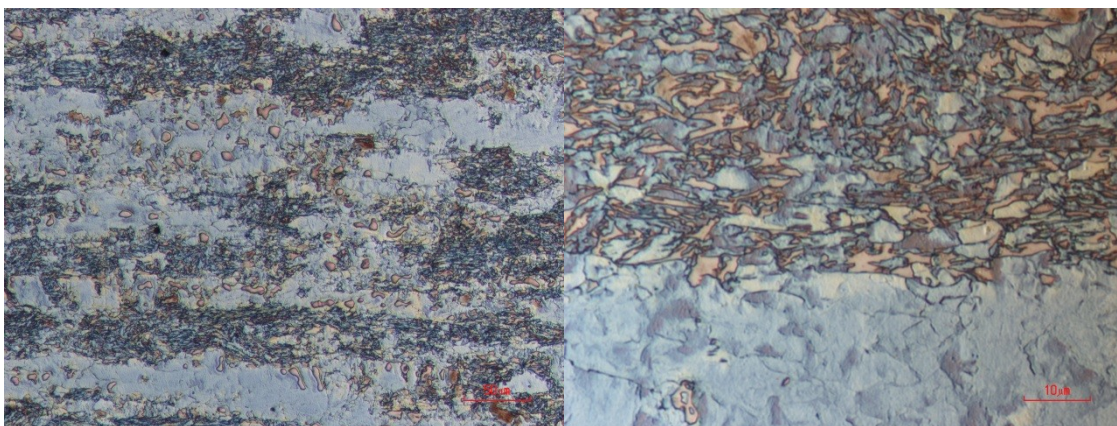
**LIITE 1: Valomikroskooppikuvia K1-näytteiden muilta tarkastelupinnoilta**



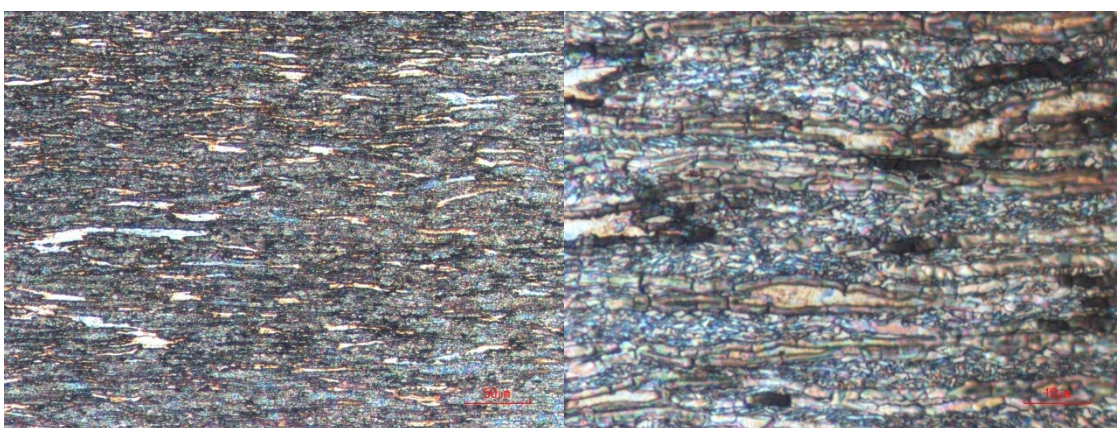
*Teräs A, valssauspinnan suuntainen tarkastelupinta.*



*Teräs A, valssaus suunnan vastainen poikkileikkauspinta.*

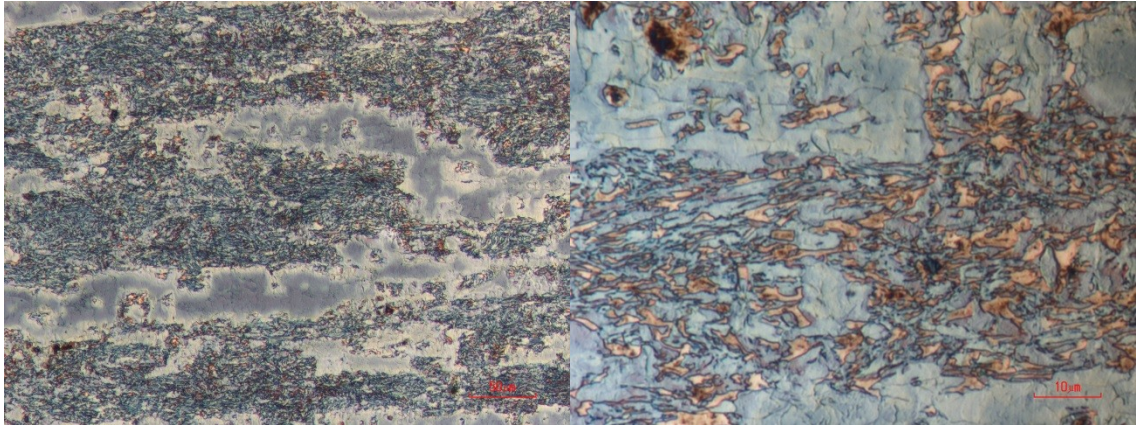


*Teräs B, valssauspinnan suuntainen tarkastelupinta.*

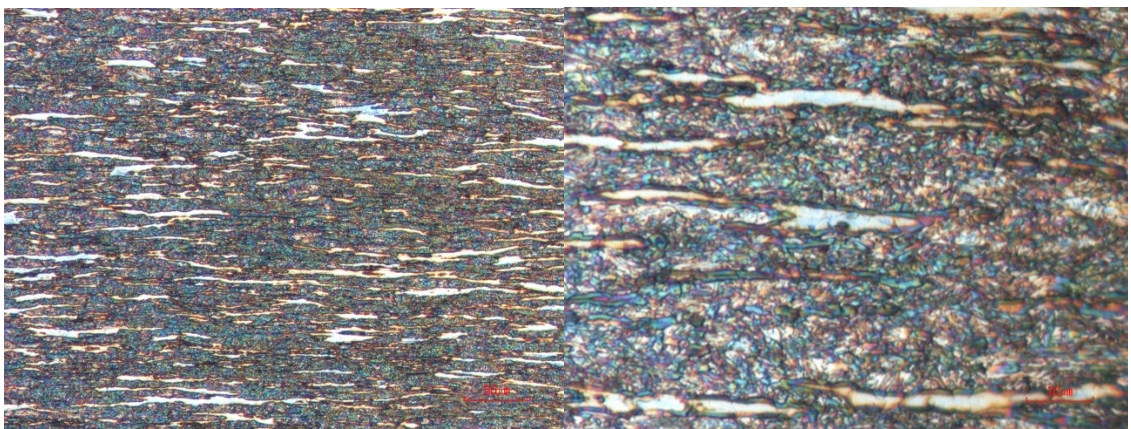


*Teräs B, valssaus suunnan vastainen poikkileikkauspinta.*





*Teräs C, valssauspinnan suuntainen tarkastelupinta.*



*Teräs C, valssaussuunnan vastainen poikkileikkauspinta.*

**LIITE 2: Kovuusmittausten tulokset***Va*

Teräs	A	B	C
1	271	220	264
2	255	228	278
3	265	218	272
4	267	214	266
5	270	226	271
6	262	209	268
7	262	223	265
8	274	222	268
9	257	221	263
10	259	221	264
Keskiarvo	264	220	268

*Ku*

Teräs	A	B	C
1	262	222	265
2	255	210	250
3	246	222	254
4	248	218	243
5	245	206	271
6	252	218	266
7	245	224	238
8	250	223	269
9	249	215	259
10	252	210	257
Keskiarvo	250	217	257

*K1*

Teräs	A	B	C
1	359	304	341
2	359	322	361
3	355	300	355
4	344	315	346
5	365	311	351
6	366	305	341
7	367	301	350
8	344	308	356
9	362	310	339
10	353	300	353
Keskiarvo	357	308	349

*K2*

Teräs	A	B	C
1	371	319	360
2	378	322	362
3	379	318	354
4	379	330	383
5	384	331	383
6	372	339	368
7	371	337	352
8	372	342	361
9	368	330	354
10	378	321	350
Keskiarvo	375	329	363